CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA DE UM AÇO FUNDIDO DE ALTA RESISTÊNCIA

Manoel José da Silva Coêlho

Dissertação de Mestrado apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores:
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

RIO DE JANEIRO
Maio / 2018

COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA DE UM AÇO FUNDIDO DE ALTA RESISTÊNCIA

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Manoel José da Silva Coêlho

Aprovado por:

_____
Presidente, Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (Orientador)

_____
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc. (Coorientador)

_____
Professor, Ricardo Alexandre Amar de Aguiar, D.Sc.

_____
Professor, Leonardo Sales Araújo, D.Sc.

_____
Professor, Matheus Campolina Mendes, M.Sc.

RIO DE JANEIRO
Maio de 2018

CEFET/RJ – Sistema de Bibliotecas / Biblioteca Central

C672 Coêlho, Manoel José da Silva
Comportamento mecânico e microestrutural de junta soldada de um aço fundido de alta resistência / Manoel José da Silva Coêlho.— 2018.
xiii, 49f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2018.
Bibliografia : f. 43-49
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Engenharia mecânica e de materiais. 2. Aço – Tratamento térmico. 3. Aço – Propriedades mecânicas. 4. Aço fundido. 5. Juntas (Engenharia). 6. Soldagem. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). III. Título.

CDD 620.17

Elaborada pela bibliotecária Lívia Lima CRB-7/5904

“À minha avó Maria Lélia *(in memorian)* que foi meu alicerce e afago nas horas mais difíceis e à minha mãe Odilea, pelo exemplo de mulher, pela coragem de se manter combativa e esperançosa por dias melhores”

AGRADECIMENTOS

A Deus, por me conduzir nesta jornada e me contemplar com humildade, coragem e esperança nesta trajetória, mesmo quando tudo não parece ter mais sentido algum, tiramos força sempre dos lugares menos improváveis.

Meus mais sinceros agradecimentos ao professor Jorge C. F. Jorge (D.Sc.) pela compreensão, pela generosa atenção dispensada a mim, principalmente nos últimos meses, que me fizeram aumentar a estima e a admiração.

Aos demais professores e ao corpo técnico do Programa de Mestrado do PPEMM/CEFET/RJ, em especial aos funcionários da secretaria, Sheila e Fernando Berçot; aos técnicos do laboratório do Lamat, Hiron e Marcelo pelo apoio e companhia nos dias de trabalho, aos professores, em especial, Lívia Julio pelo incentivo e encorajamento, aos professores Sérgio Souto e Juan Manuel Pardal pelos momentos de descontração.

Aos colegas, familiares e amigos que, de uma forma ou de outra, me acompanharam ao longo dessa jornada.

RESUMO

COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA DE UM AÇO FUNDIDO DE ALTA RESISTÊNCIA

Manoel José da Silva Coêlho

Orientadores:
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Luis Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Resumo da Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

O presente trabalho estuda o comportamento de juntas soldadas de um aço fundido de alta resistência para utilização em olhais de torpedos de ancoragem em plataformas offshore, de modo a permitir um melhor entendimento sobre o efeito do ciclo térmico de soldagem nestes aços, devido a limitada literatura técnica sobre este tipo de junta soldada. Para tanto, foram produzidas juntas soldadas com chanfro em K utilizando um aço de classificação ASTM A 148 Gr. 105-85 com resistência mecânica da ordem de 700 MPa, pelo processo eletrodo revestido, na posição plana, com preaquecimento de 200˚C e energia de soldagem média de 1,5 kJ/mm. Após a soldagem, foi realizado tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) consistindo de aquecimento a 620˚C por 1 hora com resfriamento ao ar. As propriedades mecânicas e microestruturais foram avaliadas por ensaios de tração, dureza, impacto Charpy-V e metalográficos por microscopia óptica e eletrônica de varredura com utilização da técnica de EBSD (eléctron backscatering difraction), tanto na condição de como soldado quanto após TTPS. Os resultados revelaram que as propriedades mecânicas obtidas na junta soldada foram similares em todas as condições de análise. No entanto, recomenda-se a execução do TTPS para alívio das tensões residuais e promover um revenimento da martensita de alta dureza do último passe de soldagem.

Palavras-chave:

Aço fundido; Alta resistência; Tratamento térmico pós-soldagem, Passe de revenimento

RIO DE JANEIRO
Maio de 2018

ABSTRACT

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL BEHAVIOR OF A HIGH STRENGTH CAST STEEL WELDED JOINT

Manoel José da Silva Coêlho

Advisors:
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Luis Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ as partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

Considering the limited availability of information about such type of welded junction in the technical literature, the present work studies the behavior of welded joints of a high strength cast steel used on offshore platforms torpedo anchor padeyes, in order to allow a better understanding of the effect of welding thermal cycle on this kind of steels, due to the limited availability of information about such type of welded joints in the technical literature. Thus, K-type joints were used for the welding of an ASTM A 148 Gr. 105-85 steel with an ultimate tensile strength of about 700 MPa, by using shielded metal arc welding process, in flat position, with a preheating of 200˚C and an average welding energy of 1.5 kJ/mm. After welding, a post weld heat treatment (PWHT) was applied, at 620˚C for 1 hour, followed by air cooling. The properties were evaluated through tensile, hardness and Charpy-V impact tests, as well as metallographic examination by optical and scanning electron microscopy with the use of EBSD (eléctron backscattering diffraction) technique, in both as welded and after PWHT conditions. The results shown that the mechanical properties obtained for the welded joint were similar for all analyzed conditions. However, the execution of PWHT is recommended for the relief of residual stresses and promotion of a tempering of the high hardness martensite of the last welding pass.

Keywords:

Cast steel; High strength; Post-weld heat treatment, Temper bead weld

RIO DE JANEIRO
Maio de 2018

SUMÁRIO

Introdução 1

Capítulo I – Revisão Bibliográfica..... 6

I.1 Aços Fundidos para Industria Offshore..... 6

I.2 Propriedades dos Aços Fundidos de Alta Resistência..... 8

I.3 Soldabilidade dos Aços Fundidos..... 10

I.4 Tratamentos térmicos Pós-Soldagem..... 12

I.5 Técnica do Passe de Revenimento..... 14

Capítulo II – Materiais e Métodos..... 16

II.1 Materiais..... 16

II.1.1 Metal de Base..... 16

II.1.2 Metal de Adição..... 16

II.2 Procedimento de Soldagem..... 17

II.3 Tratamento Térmico Pós-Soldagem..... 18

II.4 Ensaios Mecânicos..... 18

II.4.1 Ensaios de Tração..... 18

II.4.2 Ensaios de Impacto Charpy-V..... 19

II.4.3 Ensaios de Microdureza Vickers..... 20

II.5 Ensaios Metalográficos..... 21

II.6 Simulação Termodinâmica..... 21

Capítulo III – Resultados..... 22

III.1 Ensaios de Tração..... 22

III.2 Ensaios de Impacto Charpy-V..... 23

III.3 Ensaios de Microdureza Vickers..... 25

III.4 Análise Metalográfica..... 27

III.5 Simulação Termodinâmica..... 35

Capítulo IV – Discussão..... 36

Conclusões..... 41

Sugestões..... 42

Referências Bibliográfica..... 43

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1 – Propriedades mecânicas adotadas pela IACS W22 para aços utilizados em componentes de ancoragem..... 8

Tabela I.2 – Composição química dos aços fundidos para aplicação geral..... 8

Tabela I.3 – Composição química dos aços fundidos de alta resistência..... 9

Tabela I.4 – Propriedades mecânicas dos aços fundidos de alta resistência..... 9

Tabela I.5 – Propriedades mecânicas dos aços fundidos para aplicação geral..... 10

Tabela II.1 – Composição química do metal de base..... 16

Tabela II.2 – Propriedades mecânicas do metal de base..... 16

Tabela II.3 – Composição química do metal de solda depositado pelo consumível..... 16

Tabela II.4 – Propriedades mecânicas do consumível informado pelo fabricante.. 16

Tabela II.5 – Parâmetros de soldagem aplicados..... 17

Tabela II.6 – Dimensões principais do corpo de prova para ensaio de tração..... 19

Tabela III.1 – Resultados dos ensaios de tração..... 22

Tabela III.2 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V..... 23

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Recordes mundiais na produção de petróleo ao longo de décadas atribuídos a expansão às lâminas d'água cada vez mais profundas..... 1

Figura 2 – Esquematização do lançamento de materiais da linha de torpedo e materiais da linha de ancoragem..... 2

Figura 3 – Equipamentos das linhas de ancoragem de geometria complexa..... 3

Figura 4 – Características dos sistemas de ancoragem..... 4

Figura 5 – Detalhes do olhal fundido utilizado em torpedos de ancoragem..... 5

Figura I.1 – Efeito do teor de carbono e do Ceq. na soldabilidade dos aços..... 11

Figura I.2 – Ilustração esquemática do passe de revenimento..... 15

Figura II.1 – Detalhamento da geometria do chanfro..... 17

Figura II.2 – Ilustração da sequência de soldas multipasse aplicado..... 18

Figura II.3 – Esquematização do corpo de prova de seção cilíndrica para ensaios de tração 19

Figura II.4 – Posição de retirada dos corpos de prova para ensaio de impacto... 20

Figura II.5 – Posição dos perfis referentes aos ensaios de microdureza..... 20

Figura III.1 - Detalhe dos corpos de prova após execução dos ensaios de tração 22

Figura III.2 – Variação da energia absorvida à -30˚C para diferentes regiões da junta soldada..... 24

Figura III.3 – Variação da energia absorvida em função da temperatura na ZTA. 24

Figura III.4 – Perfil de microdureza da seção transversal da junta soldada..... 25

Figura III.5 – Perfil de microdureza da seção longitudinal à ZTA..... 26

Figura III.6 – Macrografia da junta soldada..... 27

Figura III.7 – Evolução da microestrutura das regiões da junta soldada 29

Figura III.8 – Microestruturas da região do último passe de solda..... 30

Figura III.9 – Precipitação de carbetos na RGGZTA após TTPS..... 31

Figura III.10- Microestruturas observadas na região central do entalhe Charpy-V 31

Figura III.11 - Aspectos da RGGZTA em função da microdureza..... 32

Figura III.12 – Aspectos da fratura do corpo de prova de impacto Charpy-V com entalhe na ZTA após o passe de revenimento..... 32

Figura III.13 - Características microestruturais da RGGZTA analisada por EBSD 34

Figura III.14 – Comportamento de orientação relativa de grãos da RGGZTA..... 34

Figura III.15-Diagrama de fração de fases formadas com a temperatura para ZTA 35

Figura IV.1 – Valor mínimo da energia absoluta à 30°C para as diferentes regiões da junta soldada..... 38

Figura IV.2 – Microestrutura do metal de solda obtida em corpo de prova de impacto Charpy-V com entalhe na ZTA após o passe de revenimento..... 38

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Abreviatura/ Símbolo	Significado	Unidade
AF	Ferríta acicular	---
AL	Alongamento	%
AM	Austenita-Martensita	---
ARBL	Aço de Alta Resistência e Baixa Liga	---
B	Bainita Revenida	---
Ceq.	Carbono Equivalente	---
cp	Corpo de prova	---
CS	Como soldado	---
CTOD	Crack Tip Opening Displacement	---
EBSD	Electron Backscattered Diffraction	---
Ecv	Energia de impacto Charpy-V	J (joule)
IIW	Instituto Internacional de Soldagem	---
LE	Limite de escoamento	MPa
Lf	Linha de fusão	---
LR	Limite de resistência	MPa
M	Martensita Revenida	---
MB	Metal de base	---
MEV	Microscopia eletrônica de varredura	---
Mi	Martensita inicial	---
Mf	Martensita final	---
MO	Microscopia ótica	---
MS	Metal de solda	---
PM	Partícula magnética	---
PR/ *TBW*	Passe de revenimento/ *Temper bead weld*	---
RA	Redução de Área	%
RICZTA	Região intercrítica da zona termicamente afetada	---
RGGZTA	Região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada	---
RGFZTA	Região de grãos finos da zona termicamente afetada	---
SMAW	*Shielded metal arc welding*/ solda manual a arco elétrico	---
T°amb.	Temperatura ambiente	°C
TTPS	Tratamento térmico pós-soldagem	---
US	Ultrassom	---
ZTA	Zona termicamente afetada	---

INTRODUÇÃO

O petróleo é um recurso natural, não renovável, capaz de movimentar diversas cadeias produtivas e gerar, além de inúmeras oportunidades de trabalho, aperfeiçoamento científico/ tecnológico, crescimento econômico e desenvolvimento social. No período da sua descoberta, a extração era feita em superfície sem grandes aparatos. Ao longo dos anos, as grandes extrações de petróleo foram sendo realizadas em profundidades cada vez maiores, o que se tornou um grande desafio a ser superado, devido a necessidade de equipamentos e ferramentas mais resistentes para suportar desgastes físicos e mecânicos inerentes a esses meios [1,2] (Figura 1).

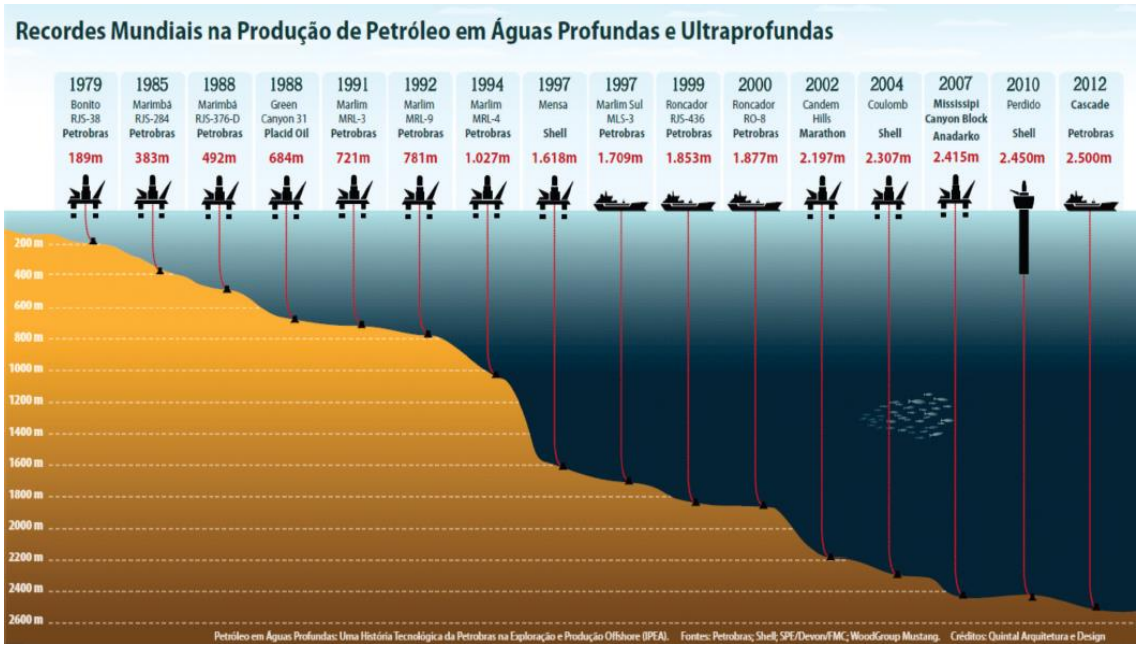


Figura 1 – Recordes mundiais na produção de petróleo ao longo de décadas atribuídos a expansão às lâminas d'água cada vez mais profundas [3].

Afim de operacionalizar a extração de petróleo em águas cada vez mais profundas, foram feitas modificações nos arranjos de ancoragem e nos projetos básicos de uma unidade flutuante. Houve também a necessidade de reduzir a pressão nas plataformas, o que foi possível por meio da diminuição do peso das linhas submarinas de ancoragem e dos risers pois, quanto mais se aliviasse o peso a ser suportado abaixo da plataforma, maior seria o peso que poderia ser suportado no convés com os equipamentos de processo [4,5].

Um sistema de ancoragem é composto por linhas de ancoragem que utilizam diversos componentes, tais como: âncoras, amarras e conectores. O principal objetivo de um sistema de ancoragem é manter a unidade flutuante em posição, dentro de limites

estabelecidos [6]. A Figura 2 mostra, esquematicamente, o modelo de instalação de uma das estacas torpedo da plataforma P-50, localizada no campo de Albacora Leste, na Bacia de Campos, cuja lâmina d'água ultrapassa os 1.000 metros de profundidade [7].

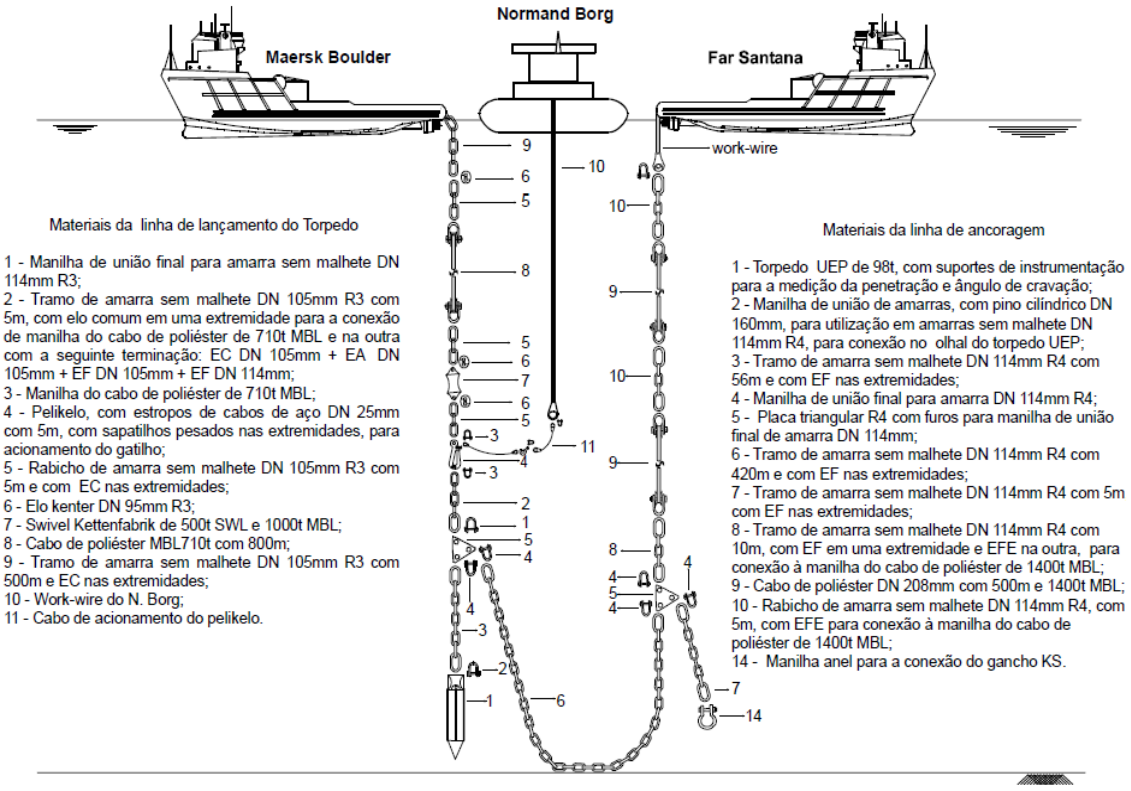


Figura 2 – Esquematização do lançamento de materiais da linha de torpedo (à esquerda) e materiais da linha de ancoragem (à direita) [7].

Com o intuito de atingir maiores profundidades e reduzir custos com equipamentos e instalações, alguns componentes de ancoragem como, âncoras capazes de resistir a cargas verticais e horizontais, além de cabos sintéticos fabricados de poliéster, foram inseridos nas novas configurações de ancoragem, bem como, manilha de âncora, soquetes, estacas e olhais de torpedo (Figura 3). Alguns destes acessórios que compõem o sistema de ancoragem, por possuírem uma geometria complexa, estão sendo fabricados em aços fundidos de alta resistência e, conforme estudos já desenvolvidos [8-13] as propriedades mecânicas mantiveram-se preservadas conforme critérios estabelecidos pelas normas [14,15].



Figura 3 – Equipamentos das linhas de ancoragem de geometria complexa [8].

Se os elementos dos sistemas de ancoragem forem expostos a sobrecargas periódicas e aleatórias, podem ocorrer tensões e falhas de origem plásticas localizadas, que geralmente correspondem às áreas de acúmulos de tensão. Essas tensões podem ser provocadas pela incidência de entalhes mecânicos, entalhes estruturais e pelo alto gradiente de temperatura. Mudanças estruturais, geometria e tensões residuais em juntas soldadas acionam a concentração de tensões, reduzindo a resistência à fadiga [16].

Devido a iminente utilização e expansão de componentes soldados, fabricados de aço fundido na indústria offshore, faz-se necessário o aprimoramento e o desenvolvimento de estudos que atestem a qualidade da junta soldada. Segundo MAROUCO et al. [17], a busca pela otimização dos custos e do tempo de fabricação dos equipamentos para a indústria naval e offshore tem sido uma das principais questões na discussão da seleção dos processos e procedimentos de soldagem que, dentre diversos fatores aleatórios, busca conciliar requisitos técnicos com a resistência e tenacidade adequada, aliada a produtividade. Neste aspecto, o reparo por soldagem, tem se mostrado uma operação bastante eficaz de modo a evitar o sucateamento prematuro do equipamento [8,9], pois estima-se que a recuperação de um equipamento danificado seja da ordem de 30% do valor de um novo [18].

É importante mencionar que existe uma preocupação acerca do desempenho de materiais fundidos reparados por soldagem, o que parece estar associado ao pouco conhecimento sobre o assunto e, também, quanto a verificação das normas referentes a estes aços para fins estruturais [15] não apresentarem requisitos rígidos de composição química, trazendo consequências às propriedades mecânicas e à soldabilidade.

BOLOURI et al. [19] comentam que as informações prestadas acerca do processamento do material, carbono equivalente e procedimentos de tratamentos térmicos adequados para atendimento dos requisitos de várias normas internacionais, ainda são bastante limitadas para os aços fundidos utilizados em estruturas offshore. Isto torna a utilização de aços fundidos em acessórios de ancoragem um grande e inovador desafio, visto a necessidade de se cumprir estes requisitos adicionais, para o qual, as fundições normalmente não estavam habituadas. No entanto, de forma a atender as demandas existentes na área offshore, as empresas de fundição desenvolveram aços especiais para algumas aplicações offshore com requisitos de tenacidade [8,11-13,18-21], fazendo com que a adoção de peças fundidas passasse a ser uma opção interessante.

Além das situações usuais de reparo citadas anteriormente, podem existir aplicações onde o processo produtivo envolve necessariamente a avaliação do desempenho do material após o ciclo térmico de soldagem [12,13]. Este é o caso de torpedos de ancoragem, que representam uma solução efetiva para a ancoragem do tipo vertical (“taut-leg”) de plataformas de petróleo. Neste tipo de configuração, o raio de ancoragem é menor do que os das linhas em ancoragem convencional do tipo catenária (Figura 4), o que permite a instalação de mais plataformas e diminui a possibilidade de interferência com outros sistemas ou com equipamentos submarinos [22], pois permite uma redução significativa (cerca de 3 vezes) o raio de ancoragem, associado com menor custo de instalação em comparação com âncoras convencionais [23].

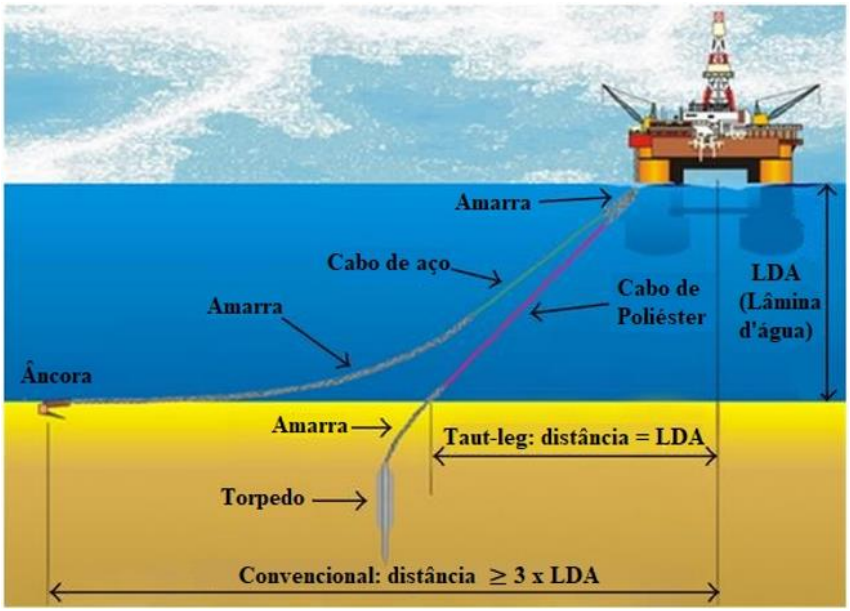
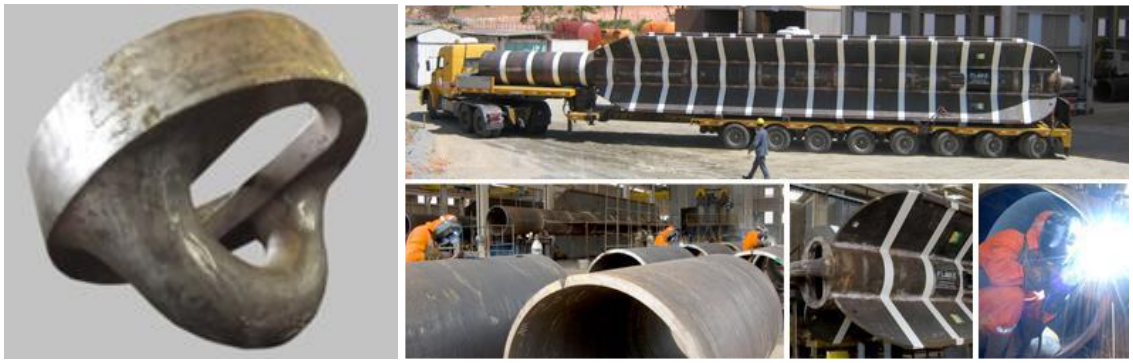


Figura 4 - Características dos sistemas de ancoragem [22].

Os torpedos de ancoragem são estruturas tubulares fabricadas em aço carbono com 20 metros de comprimento e peso da ordem de 120 toneladas, e que tem sua ligação com as linhas de ancoragem que impedem o movimento das plataformas através de olhais de carregamento (Figura 5a), os quais são unidos aos tubos de construção através de soldagem (Figura 5b). Como estes olhais apresentam geometria complexa, utilizam-se peças fundidas para a fabricação deste componente para atendimento dos requisitos técnicos, de custo e de prazos de fornecimento.



(a) Olhal fabricado em aço fundido

(b) Torpedo de ancoragem

Figura 5 - Detalhe do olhal fundido utilizado em torpedos de ancoragem de 120 toneladas de peso [12].

A presente dissertação tem por objetivo a avaliação do comportamento de junta soldada de um aço fundido de alta resistência, aplicado na fabricação de olhais de torpedos de ancoragem, de forma a permitir um melhor conhecimento do efeito do ciclo térmico de soldagem no comportamento seguro destas juntas soldadas.

Como objetivos específicos, pode-se destacar:

a) Avaliação do efeito do ciclo térmico de soldagem nas propriedades mecânicas da junta soldada de um aço fundido de alta resistência pelo processo de eletrodos revestidos e;

b) Avaliação do efeito dos tratamentos térmicos pós-soldagem nas propriedades mecânicas da junta soldada.

CAPÍTULO I
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 - Aços Fundidos para a Indústria Offshore

Os aços fundidos surgiram pela primeira vez no século XVIII, ainda com a denominação de aços estruturais vazados, e foram responsáveis pelo crescimento da indústria ferroviária. Já no século XX, a indústria naval passou a utilizá-lo na fabricação de seus componentes pelo arsenal de Norfolk e adotado nos Estados Unidos para fabricação de acessórios de navios de guerra em 1924 [24].

Naquele tempo, segundo FONSECA [24], as amarras eram fabricadas a partir de um vergalhão de aço doce dobrado a quente e soldado nas extremidades, os malhetes também soldados, sendo a confecção demorada e com tendência a deformação. Somente algumas décadas depois, os aços fundidos viriam a ser utilizados na confecção de diversos itens de ancoragem, tais como: amarras; âncoras; olhais e outros dispositivos.

Dentre os aços que possuem maior participação na industrial naval e offshore, além dos aços fundidos com suas diversas especificações, estão também os aços forjados, laminados e os aços de baixo carbono. CHAVES [10] comenta que existe uma predileção pelo uso de material forjado em acessórios de amarras para plataformas offshore. No entanto, OLIVIERA et al. [9] alertam para um uso cauteloso das peças em aço forjado devido a razões de fornecimento e operacionalidade dos equipamentos em serviço.

Há uma grande mobilização por parte da indústria naval em desenvolver aços fundidos de alta resistência que suportem baixas temperaturas, mantendo boa soldabilidade. Porém BUBERL et al. [25] alertam para a importância de se manter a compatibilidade entre os componentes durante o reparo por soldagem. É preciso atender a requisitos de soldabilidade, propriedades mecânicas, inclusive em condições de elevadas cargas dinâmicas, estáticas, cíclicas e outros fatores que incidem sob ambientes marítimos.

Quanto a fabricação de componentes fundidos feitos em aço de alta resistência, OLIVEIRA et al. [9] citam a sua aplicação em vários sistemas utilizados em plataformas de petróleo, bem como em sistemas de tubulação, movimentação de cargas, juntas especiais para carregamento e descarregamento de óleo de navios petroleiros (Sistema Offloading), além de componentes para os sistemas de ancoragem. Outro componente

importante citado por HEALY et. al. [26], são os olhais que também são fabricados desse aço e são montados nos pontos de içamento dos módulos de uma plataforma.

Aços de alta resistência, de elevado limite de escoamento (≥ 500 MPa) e elevada tenacidade (Ecv > 50J à -60°C), estão sendo cada vez mais utilizados na construção de estruturas fixas e moveis, como também para acessórios de plataforma. Estes aços de alto desempenho são atualmente produzidos por processos termomecânicos controlados ou pelo processo tradicional de têmpera e revenido [27].

O aço fundido microligado também tem aplicação na fabricação de peças industriais, como: nós de plataforma offshore, suporte de máquinas, caixa de compressor de gás natural, lingotes, moldes e baldes [28]. É sabido que as peças feitas desse aço devem ser tratadas termicamente. Desta forma, medidas estão sendo tomadas para otimizar as propriedades mecânicas em decorrência da inserção dos tratamentos térmicos nesses materiais. Alguns autores [29,30] analisaram os efeitos dos tratamentos térmicos sobre as propriedades químicas e mecânicas desses aços e descobriram que é possível alcançar níveis de resistência ao escoamento de até 690 MPa e ótima resistência ao impacto após tratamento térmico adequado de têmpera e revenido.

Contudo, os aços navais devem ser certificados pelas Sociedades Classificadoras, representadas pela International Association of Classification Societies (IACS). Trata-se de um órgão que é responsável pela unificação e padronização dos procedimentos qualificados pelos entes conveniados [14].

A norma IACS W22 [14], apresenta os requisitos para os materiais utilizados no sistema de amarração offshore. Ao confeccionar uma peça de geometria complexa, recomenda-se que esta seja fabricada por um aço fundido que contenha propriedades mecânicas adequadas e que atenda aos requisitos mostrados na Tabela I.1, onde os aços estão subdivididos em diferentes graus conforme os níveis de resistência e tenacidade.

Tabela I.1 – Propriedades mecânicas adotadas pela IACS W22 para aços utilizados em componentes de ancoragem [14].

Grau	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	Ensaio de Impacto Charpy-V		
					Temp. de ensaio (°C)	Ecv (J) metal de base	Ecv (J) metal de solda
R3	410	690	17	50	0 -20	60 40	50 30
R3S	490	770	15	50	0 -20	65 45	53 33
R4	580	860	12	50	-20	50 (*35)	36
R4S	700	960	12	50	-20	56	40
R5	760	1000	12	50	-20	58	42

Obs.: LE - limite de escoamento; LR - limite de resistência; Al - alongamento; RA - redução de área; Ecv - energia de impacto Charpy-V. (*) para aços fundidos

I.2 - Propriedades dos Aços Fundidos de Alta Resistência

Os aços fundidos são normalmente produzidos para satisfazer determinadas propriedades mecânicas. As Tabelas I.2 e I.3 mostram os limites de composição química para os aços fundidos comuns [31] e de alta resistência [15], respectivamente.

Tabela I.2 – Composição química dos aços fundidos para aplicação geral [31].

Grau (UNS N°.)	Composição (%)				
	Carbono máx.	Manganês máx.	Silício máx.	Enxofre máx.	Fósforo máx.
Grau N-1 (J02500)	0,25	0,75	0,80	0,06	0,05
Grau N-2 (J03500)	0,35	0,60	0,80	0,06	0,05
Grau U-60-30 [415-205] (J02500)	0,25	0,75	0,80	0,06	0,05
Grau 60-30 [415-205] (J03000)	0,30	0,60	0,80	0,06	0,05
Grau 65-35 [450-240] (J03001)	0,30	0,70	0,80	0,06	0,05
Grau 70-36 [485-250] (J03501)	0,35	0,70	0,80	0,06	0,05
Grau 70-40 [485-275] (J02501)	0,25	1,20	0,80	0,06	0,05

Tabela I.3 – Composição química dos Aços fundidos de alta resistência [15].

Grau (UNS N°.)	Composição (%)	
	Enxofre (máx.)	Fósforo (máx.)
80-40 [550-275] (D50400)	0,06	0,05
80-50 [550-345] (D50500)	0,06	0,05
90-60 [620-415] (D50600)	0,06	0,05
105-85 [725-585] (D50850)	0,06	0,05
115-95 [795-655] (D50950)	0,06	0,05
130-115 [895-795] (D51150)	0,06	0,05
135-125 [930-860] (D51250)	0,06	0,05
150-135 [1035-930] (D51350)	0,06	0,05

A norma ASTM A148 [15] trata dos aços temperados e revenidos e que apresentam as seguintes propriedades mecânicas mostradas na Tabela I.4. Para BILLINGHAM [32], os aços de alta resistência oferecem vantagens sobre os aços fundidos comuns (Tabela I.5) particularmente onde o peso possa ser um fator importante.

Tabela I.4 – Propriedades mecânicas dos aços fundidos de alta resistência [15]

Grau	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
80-40	275	550	18	30
80-50	345	550	22	35
90-60	415	620	20	40
105-85	585	725	17	35
115-95	655	795	14	30
130-115	795	895	11	25
135-125	860	930	9	22
150-135	930	1035	7	18

Onde: LE - Limite de Escoamento; LR - Limite de Resistência;
Al - Alongamento; RA - Redução de Área

Tabela I.5 – Propriedades mecânicas dos aços fundidos para aplicação geral [31].

Grau	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
Grau 60-30	205	415	24	35
Grau 65-35	240	450	24	35
Grau 70-36	250	485	22	30
Grau 70-40	275	485	22	30

Onde: LE - Limite de Escoamento; LR - Limite de Resistência;
Al - Alongamento; RA - Redução de Área

UDO et al. [33] descrevem que o teor de elementos de liga pode influenciar de forma diferente as propriedades mecânicas e microestruturais de um aço. Ao propor alguma intervenção quanto a composição química, deve-se levar em conta os efeitos que serão causados pelos tratamentos térmicos e pela microestrutura posterior. A presença de elementos como níquel e molibdênio reforçam a solução sólida da ferrita e melhoram a temperabilidade do aço. Segundo GAO [34], o níquel melhora a resistência ao impacto e tenacidade, já o molibdênio reduz a quantidade de difusão do hidrogênio no processo de soldagem; ambos são benéficos a soldabilidade.

ANDRADE et al. [35] mostraram que o aumento do teor de níquel favorece a nucleação da ferrita acicular, principalmente no metal de solda de aços baixa liga através da formação de inclusões não metálicas de diâmetro adequado (0,3µm). Por sua vez, a tenacidade média obtida pelo teste de impacto Charpy-V é beneficiada para teores de níquel inferiores a 1%. Para teores acima de 1%, ocorre uma deterioração da tenacidade causada pela formação do microconstituinte austenita-martensita “AM”.

I.3 - Soldabilidade dos Aços Fundidos

A American Welding Society (AWS) define soldabilidade como a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica, projetada de forma adequada para se comportar em serviço. MODENESI [36] enumera vários questionamentos acerca desta definição, entre os mais recorrentes considera: a adequação do projeto, as condições e o procedimento de soldagem (a facilidade relativa com que uma solda satisfatória possa ser obtida a partir de uma junta similar ao metal sendo soldado).

A soldabilidade dos aços pode ser expressa em termos de carbono equivalente (Ceq.), segundo a American Bureau of Shipping (ABS) [37]. Os cálculos de carbono equivalente fornecem um valor numérico da contribuição da composição química para se avaliar o grau de temperabilidade de um aço e, consequentemente, a

susceptibilidade à trinca a frio (induzidas por hidrogênio). Existem diversas fórmulas para calcular o carbono equivalente, sendo a equação desenvolvida pelo Instituto Internacional de Soldagem-IIW (Equação 1) a mais empregada.

$$\text{Ceq.} = \text{C} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{(\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})}{5} + \frac{(\text{Ni} + \text{Cu})}{15} \qquad (1)$$

Ao selecionar critérios de avaliação da soldabilidade, exige-se uma análise cuidadosa de muitos aspectos, entre eles estão: o custo e a estimativa de falha [38]. Um dos conceitos utilizados para avaliar um aço quanto a sua susceptibilidade à trinca é o mapeamento proposto pelo Diagrama de Graville (Figura I.1), onde a susceptibilidade máxima à fissura é observada para aços com alto teor de carbono e alto carbono equivalente (zona III) [38,39]. Em aços estruturais, teores abaixo de 0,1%C, são capazes de propiciar uma boa resistência à fissuração mesmo em níveis elevados de carbono equivalente [40].

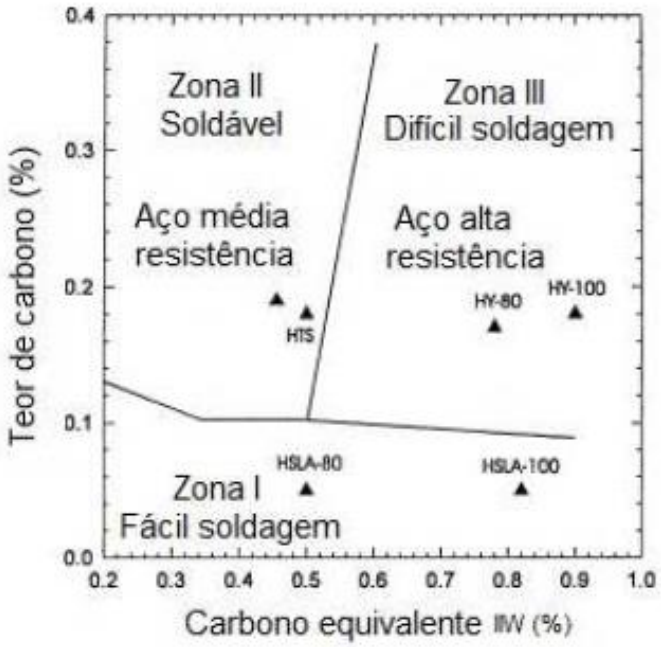


Figura I.1 – Efeito do teor de carbono e do carbono equivalente (Ceq.) na soldabilidade dos aços [38].

Como citado anteriormente, diversos tipos de aços podem ser usados para construção de componentes e estruturas submarinas no setor petrolífero. No entanto, alguns aços apresentam baixa soldabilidade em consequência do elevado teor de carbono e alta porcentagem dos elementos de liga, que podem resultar na formação de fases frágeis durante o resfriamento. A precipitação de segunda fase e a formação de

martensita reduzem drasticamente as propriedades mecânicas e a tenacidade à fratura da junta soldada [41]

Pesquisas mostraram que estruturas soldadas de aço temperado e revenido podem apresentar forte tendência ao surgimento de tensões residuais decorrentes das operações de soldagem, se comparados às estruturas de aço convencional, tornando-se inevitável a deterioração das propriedades mecânicas na ZTA, à incluir esses efeitos nas propriedades de resistência, dureza, ductilidade e tenacidade [42]. Contudo, independentemente do método de produção, a soldabilidade é um aspecto de elevada importância. É sabido que a variação dos ciclos térmicos na ZTA pode produzir microestruturas não homogêneas em várias sub-regiões com baixa tenacidade, como nas regiões RGGZTA e RICZTA [43-46].

Os aços fundidos podem apresentar defeitos de fabricação que, às vezes, podem comprometer a continuidade da operação do componente. Diversos autores [8-13] estudaram a possibilidade de reparo por soldagem, com o objetivo de evitar o descarte prematuro dos componentes, garantindo que o reparo não prejudique o funcionamento do sistema de amarração. Todos estes estudos [8-13] tiveram o intuito de verificar se as propriedades mecânicas dos aços fundidos, submetidos ao reparo por soldagem, alcançaram os requisitos de projeto para diversos tipos de aplicações.

I.4 - Tratamentos térmicos Pós-Soldagem

O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), segundo os autores [42,43,47], é normalmente aplicado ao aço com o objetivo de remover possíveis tensões residuais e melhorar as propriedades mecânicas. De fato, os efeitos benéficos do TTPS não devem ser atribuídos especificamente a redução de tensões residuais, mas sim, devido as melhorias provocadas sobre a estrutura metalúrgica do aço proporcionado pelo revenimento e, em alguns casos, pela remoção dos efeitos do envelhecimento [47].

BRZIAK et. al. [43] fizeram um estudo comparativo dos efeitos provocados por diferentes TTPS e, em uma das análises feitas à 620°C durante 60-120 min, foi observada uma melhora do comportamento mecânico na região da ZTA, principalmente na RICZTA, onde foram obtidos excelentes valores de dureza (< 350HV_1) e energia de impacto (> 200J à T° amb.).

Em um estudo específico sobre aços fundidos, SANTOS FILHO et al. [11] avaliaram dois aços fundidos distintos que foram reparados por soldagem, sendo um aço carbono comum e o outro aço de alta resistência e baixa liga (ARBL). Os resultados obtidos das análises nas condições de como soldado (CS) e após TTPS à 650°C por 2

horas, mostraram que as propriedades mecânicas foram adequadas, apesar da redução na resistência mecânica promovida pelo TTPS.

Embora utilizado com vantagens em muitos casos, ALORAIER et al. [47] apontam uma série de limitações para aplicação do TTPS em componentes de grandes dimensões e relativamente pesados referentes às instalações elétricas e de refinarias petroquímicas, visto que a sua aplicação pode ser extremamente onerosa e, além disso, o tratamento poderá consumir tempo e energia. Às vezes, é quase impossível a execução do TTPS se houver alguma carga mecânica presa à estrutura, uma vez que, pode ocorrer uma deformação significativa durante os ciclos térmicos. Há também uma dificuldade em se empregar os TTPS em peças e equipamentos cujas geometrias sejam complexas porque requer-se um aquecimento de áreas maiores.

Porém, quando se refere aos acessórios de ancoragem, as Sociedades Classificadoras [48] citam que todas as juntas devem ser reparadas por soldagem, sendo, ao menos, submetidas a um tratamento térmico pós-soldagem à temperaturas superiores a 550°C, independente das propriedades mecânicas.

Em relação as propriedades mecânicas, os autores [8,9,39] avaliaram como parâmetro a influência dos tratamentos térmicos nas propriedades dos aços fundidos de alta resistência. SUMAM et al. [8], estudaram a junta soldada de um aço Grau R4 [14] submetendo-o ao TTPS nas temperaturas de 580, 600 e 620°C e, observaram que os maiores valores de resistência mecânica foram obtidos para a condição CS, diminuindo gradativamente para as amostras tratadas termicamente da menor para a maior temperatura. Porém, todas as condições analisadas alcançaram os mínimos estipulados pela norma IACS W22 [14]. Os valores de impacto Charpy-V, por sua vez, aumentaram gradativamente para as amostras submetidas ao TTPS da menor para a maior temperatura, a exceção foi a condição CS. Os valores obtidos de dureza também foram satisfatórios, alcançando valores de $350HV_{10}$ para distâncias mais próximas da superfície da solda e até $280HV_{10}$ para as regiões mais afastadas.

Já nas análises de OLIVEIRA et al. [9], um aço também de Grau R4 [14], foi soldado em condições similares ao estudo anterior [8], porém nesta avaliação foi destacado o efeito da variação do tempo, em horas, nas propriedades do aço submetido ao TTPS à 600°C. Neste caso, os resultados também foram adequados para a aplicação em todas as condições analisadas.

Nos estudos de KANG et al. [39], foi avaliado o efeito das propriedades mecânicas de um aço fundido de baixo teor de carbono (0,1%C) projetado para estruturas offshore, sob diferentes ciclos de tratamento térmico, com as amostras revenidas à 450, 550 e 650°C. Os resultados mostraram que o aumento da temperatura

foi capaz de provocar uma redução na resistência mecânica e um aumento da tenacidade.

Por fim, o estudo comparativo proporcionado por HEALY et al. [26] mostrou que a resistência a propagação de trincas por fadiga em peças fundidas, oriundas de trabalhos em regiões marítimas, reparadas por soldagem, foi maior que aquelas realizadas sobre componentes tubulares feitos de aço forjado.

I.5 - Técnica do Passe de Revenimento

Uma alternativa ao TTPS é a aplicação da técnica do passe de revenimento (PR). A técnica tem a finalidade de realizar a deposição de camadas de soldas adicionais sobre a superfície da junta soldada, em particular, na região da ZTA. A primeira camada, denominada de camada de amanteigamento, deve ser depositada com baixo aporte térmico a fim de garantir uma mínima penetração; o suficiente para assegurar a fusão no material de origem. Já a camada subsequente, denominada de camada de revenido, é depositada com maior aporte de calor para permitir a penetração através da primeira camada; o calor da segunda camada irá refinar e revenir a região de grãos grosseiros da primeira camada e assim, proporcionar uma resistência ao entalhe substancialmente melhorada na ZTA, além de eliminar a possibilidade de ocorrência de trincas provenientes do reaquecimento [47]. ALOARAIER et al. [47] ainda revelam que a técnica requer a produção de muitas soldas de teste e exame metalográfico antes que se obtenha plena confiança para realização de soldas de reparo.

A técnica do passe de revenimento, segundo ALVARES [49], permite um aquecimento através de uma camada adicional com o intuito de diminuir a dureza da ZTA. O cordão de revenimento é utilizado com o objetivo de evitar problemas de deformação por fluência e outras falhas que podem ser ocasionadas pelo tratamento térmico. Esta técnica é recomendada para condições de reparo onde não há viabilidade da realização de um TTPS, seja por falta de acesso ou de aparatos.

GAO et al. [50] tratam a técnica de soldagem do passe de revenimento como uma técnica eficaz e faz menções da Seção IX do código ASME (conforme a subseção QW-290.1) [51] que define o passe de revenimento como aquele que é colocado em um local específico na superfície de uma solda para modificar as propriedades metalúrgicas da ZTA ou metal de solda previamente depositado.

Segundo GRONG [52], o passe deve ser posicionado apropriadamente com respeito à linha de fusão, de modo que o contorno externo Ac_1 produzido na ZTA pelo passe de revenido coincida com a linha de fusão do último passe de enchimento. A

região crítica de crescimento de grão fica exposto a um ciclo térmico na faixa de 600°C, temperatura que representa o efeito de revenido esperado. O procedimento é ilustrado na figura I.2.

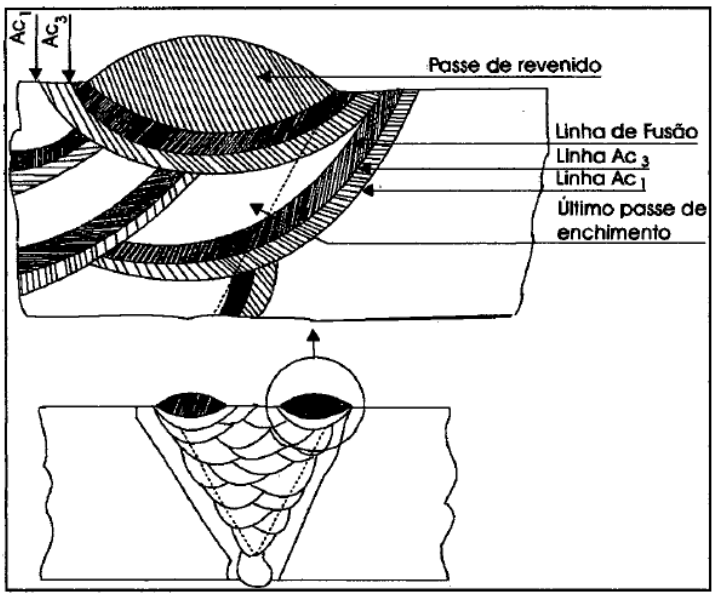


Figura I.2 – Ilustração esquemática do passe de revenimento [52].

Alguns estudos [12,13] realizados com adoção do passe de revenimento, mostraram ser possível a obtenção de propriedades mecânicas adequadas. Contudo, deve ser ressaltar que, como já comentado por ALORAIER et al. [47], neste caso não se tem uma avaliação do efeito das tensões residuais e, portanto, a adoção desta técnica deve ser feita com estabelecimento de critérios.

CAPÍTULO II
MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 – Materiais

II.1.1 - Metal de Base

Foi utilizado como metal de base um bloco de aço fundido ASTM A148 Gr.105-85 com as seguintes dimensões: (400 x 200 x 47 mm).

A Tabelas II.1 mostra a composição química obtida por espectroscopia de emissão ótica e a Tabela II.2 mostra as propriedades mecânicas do aço, os métodos utilizados foram os ensaios de tração e impacto Charpy-V.

Tabela II.1 – Composição química do metal de base.

Elemento (%-peso)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	P	S	Ceq. (*)
Metal de base	0,25	1,17	0,43	0,58	0,59	0,35	0,011	0,035	0,011	0,67

(*) Ceq. = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 [9]

Tabela II. 2 – Propriedades mecânicas do metal de base.

LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	RA(%)	Ecv (J) −30°C
645	766	21	44	83

II.1.2 - Metal de Adição

O metal de adição utilizado foi o eletrodo revestido AWS E12018M com 4,0 mm de diâmetro, conforme a especificação AWS A5.5/A5.5M [53]. A Tabela II.3 mostra a composição química do metal depositado obtida por espectroscopia de emissão ótica, já a Tabela II.4 mostra as propriedades mecânicas do consumível informada pelo fabricante.

Tabela II.3 – Composição química do metal de solda depositado pelo consumível.

Elemento (%)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	P	S	Ceq.*
Metal de solda	0,07	1,46	0,45	0,85	2,22	0,65	0,02	0,018	<0,005	0,76

(*)Ceq. = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 [9]

Tabela II.4 – Propriedades mecânicas do consumível informado pelo fabricante.

LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	RA(%)	Ecv (J) −51°C
745-830	>830	18	---	27

II.2 - Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas com chanfro em K (Figura II.1) com ângulo de abertura de 45°, de modo a permitir análises no metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB). A escolha do chanfro em K favorece a utilização de ambos os lados da junta para extração de corpos de prova, assim como permite o posicionamento do entalhe Charpy-V integralmente na ZTA.

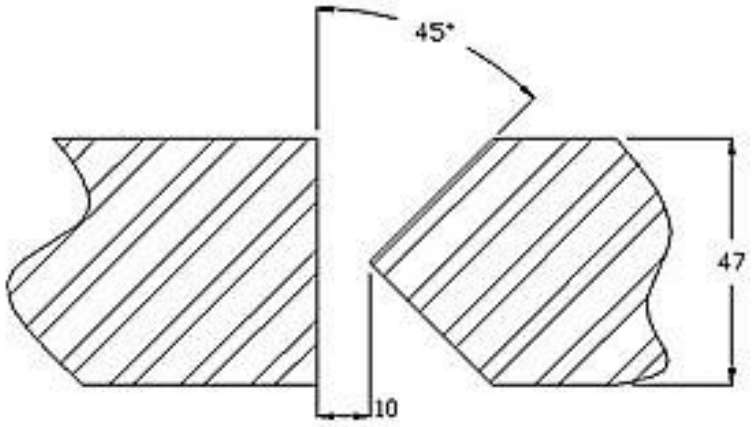


Figura II.1 – Detalhamento da geometria do chanfro.

As juntas foram inicialmente preaquecidas a 200°C e, posteriormente, procedeu-se a soldagem multipasses na posição plana com corrente contínua e eletrodo positivo (CC+), sendo os demais parâmetros mostrados na Tabela II.5. A Figura II.2 mostra a sequência de soldagem realizada, com destaque para a deposição de passes adicionais no lado B com os respectivos passes de revenimento, de forma a permitir uma avaliação das propriedades mecânicas sem a necessidade de execução de um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

Tabela II.5 – Parâmetros de soldagem aplicados.

Corrente (A)	Voltagem (V)	Energia e Soldagem média (kJ/mm)	N° de passes
180-190	20-30	1,5	39

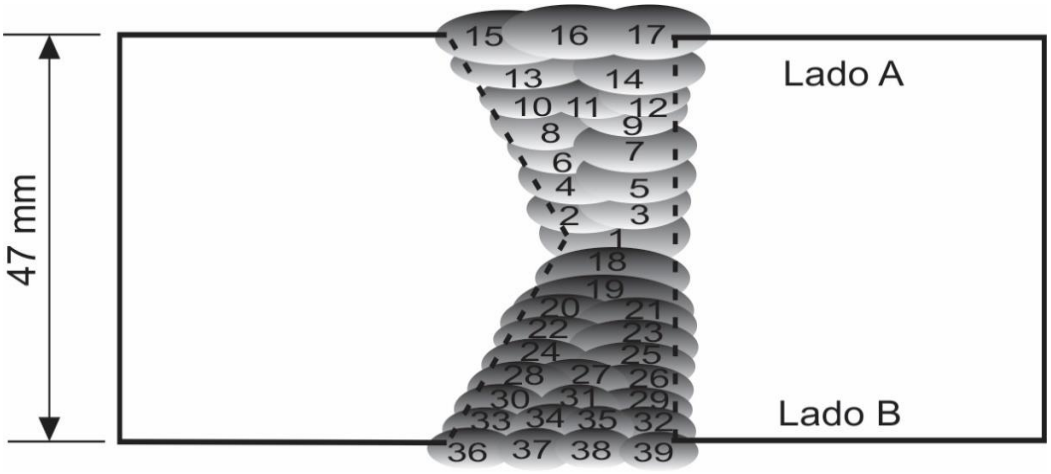


Figura II.2 – Ilustração da sequência de soldas multipasse aplicado.

Após a soldagem, as juntas foram submetidas a inspeção não destrutiva por partículas magnéticas (PM) e ultrassom (US) para verificação de possíveis defeitos de soldagem.

II.3 - Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

As juntas soldadas foram testadas tanto na condição como soldado (CS), quanto após a realização do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) consistindo de aquecimento à 620°C por 1 hora, seguido de resfriamento ao ar.

Os tratamentos térmicos foram realizados em forno, com aquecimento por resistência elétrica, isolamento com manta térmica e controle de temperatura através de termopares, devidamente calibrados. Utilizaram-se taxas de aquecimento e resfriamento controlados entorno de 150°C por hora.

II.4 - Ensaios Mecânicos

Foram removidos corpos de prova, para ensaios de tração, impacto Charpy-V e microdureza Vickers.

II.4.1 - Ensaios de Tração

Foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente em corpos de prova com diâmetro de 8,75 mm, padronizados conforme a norma ASTM A-370 [54]. Os corpos de prova foram retirados transversalmente ao cordão de solda a 3,0 mm da

superfície da junta, tanto para condição como soldado quanto para a condição tratada termicamente, de modo a avaliar a resistência mecânica da junta soldada.

O equipamento utilizado para realização dos ensaios de tração foi uma máquina universal de ensaios da marca Wolpert, modelo 60 TUZ, com capacidade de 60 tonf. A Figura II.3 mostra as dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

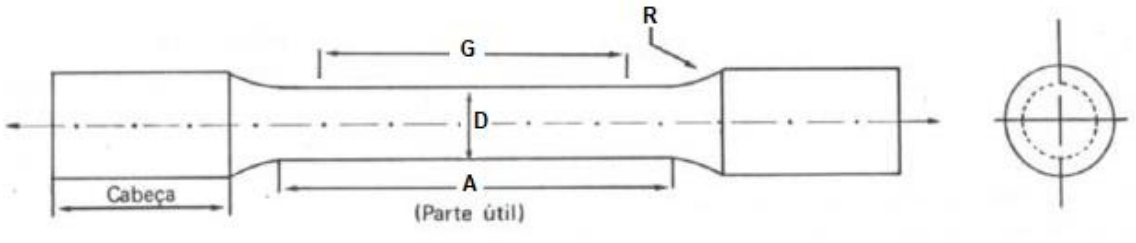


Figura II.3 – Esquematização do corpo de prova de seção cilíndrica para ensaios de tração [54]

Tabela II.6 - Dimensões principais do corpo de prova para ensaio de tração.

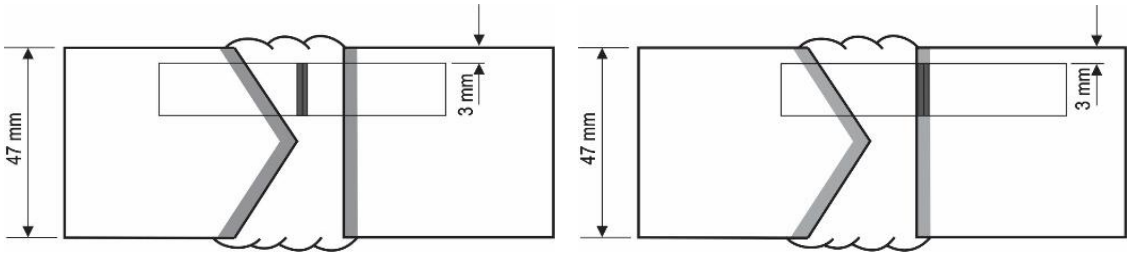
A (mm)	G (mm)	D (mm)	R (mm)
45,0	35,0 (±0,1)	8,75 (±0,18)	6,00

Dados: A = área da seção útil; G = comprimento útil; D = diâmetro da seção útil; R = raio de concordância

II.4.2 - Ensaios de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V a temperaturas de -30 e 0°C. Os ensaios foram realizados em corpos de prova padronizados conforme a norma ASTM A-370 [54] com as seguintes dimensões: (10 x 10 x 55 mm), retirados transversalmente ao cordão de solda a 3 mm da superfície da junta, sendo este ensaio efetuado para as três condições estabelecidas (CS, TB e TTPS). Os entalhes foram posicionados, um no plano da espessura na posição relativa ao centro do cordão de solda (Figura II.4a) e outro situado na região da zona termicamente afetada (Figura II.4b) a 1,0 mm de distância da linha de fusão.

Para a realização dos ensaios de impacto Charpy-V foi utilizado a máquina de ensaios da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo: 197406, com leitura até 406 joules.



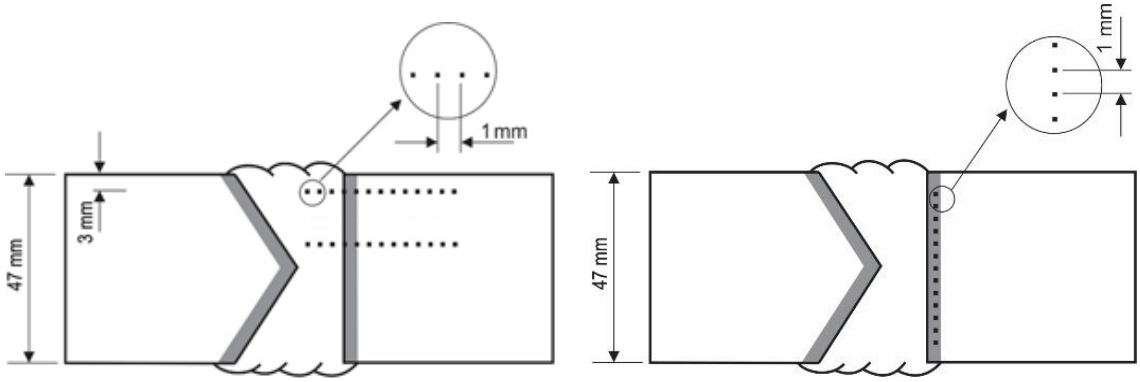
a) Metal de solda b) ZTA

Figura II.4 – Posição de retirada dos corpos de prova para ensaio de impacto.

II.4.3 - Ensaios de Microdureza Vickers ($HV_{0.5}$)

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers à temperatura ambiente em corpos de prova padronizados, conforme a norma ASTM A370 [54]. Aplicou-se uma carga de 500 gf sobre as amostras analisadas tanto para seção transversal quanto para seção longitudinal da junta soldada. Foram extraídos perfis de microdureza mantendo-se um intervalo de 1,0 mm de distância entre uma medida e outra, as análises consistiram da extração de dois perfis de microdureza na seção transversal que incluíram um perfil na região do último passe (a 3 mm de distância da superfície) e outro na região central do entalhe Charpy-V (próximo a região do passe de raiz), conforme a Figura II.5a. Um terceiro perfil de microdureza foi extraído da seção longitudinal à ZTA a 1,0 mm da linha de fusão, conforme a Figura II.5b, com o intuito de verificar a variação da microdureza ao longo da espessura.

Também foram removidos corpos de prova do lado B (Figura II.2) da junta soldada para avaliação da microdureza após a aplicação da técnica do passe de revenimento (PR). Para execução dos ensaios foi utilizado um microdurômetro da marca Instron-Wilson, modelo 402MVD.



a) Transversal ao cordão de solda b) ZTA

Figura II.5 – Posição dos perfis referentes aos ensaios de microdureza.

II.5 - Ensaios Metalográficos

Foram realizados ensaios macro e micrográficos por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV); as análises serviram para avaliar o comportamento microestrutural das diversas regiões da junta soldada nas condições CS, PR e TTPS.

Foi ainda realizada análise por EBSD da RGGZTA na posição do centro do corpo de prova de impacto Charpy-V, utilizando o MEV com voltagem de 20KV, distância de trabalho de 20 mm, ângulo de inclinação da amostra de 70° e step-size de 1-4 □m.

O pós-processamento (reconstrução dos mapas) dos dados de EBSD foi realizado utilizando o software Channel 5. A orientação dos grãos foi realizada pela figura de polo invertida (FPI) na direção Z (direção transversal, perpendicular à tela). Contornos de grãos de alto ângulo (ângulo de desorientação > 15°) foram distinguidos pela desorientação escalar entre os pixels adjacentes. Os mapas de desorientação foram processados para visualizar a deformação plástica local ou magnitude de deformação dentro dos grãos. Para distinguir a diferença de energia de deformação local, os grãos foram classificados como recristalizado, recuperado e deformado pela avaliação da desorientação média dos grãos (GAM) com limiar de 1°. Os grãos recristalizados apresentam a menor energia local de deformação, enquanto os grãos deformados apresentam a maior energia [55].

O preparo das amostras para análise consistiu do procedimento convencional de lixamento e polimento com pasta de diamante com granulometrias 6, 3, 1 e 1/4 μm, seguido de ataque químico com o reagente nital 2%. Para análise por EBSD, realizou-se um polimento adicional com sílica coloidal com granulometria de 0,25 μm,

O microscópio ótico utilizado foi o da marca OLYMPUS, modelo BX-60M, o microscópio eletrônico de varredura utilizado foi o Cam Scan 3200 LV.

Por fim, após a execução do ensaio de impacto Charpy-V, foi realizada a análise metalográfica nos corpos de prova com entalhe na ZTA para a condição CS, de modo a avaliar o caminho percorrido pela fratura.

III.6 - Simulação Termodinâmica

De forma a verificar a formação de fases na ZTA, foram realizados cálculos termodinâmicos com o emprego do programa Thermocalc, versão 2017b, utilizando a base de dados termodinâmica para aços TCFE8. Para tal, estimativas das fases precipitadas durante a temperatura de revenido (620°C) por meio de diagramas de fração em massa fases formadas versus temperatura foram calculadas, considerando a composição química do metal de base.

CAPÍTULO III
RESULTADOS

III.1 - Ensaios de Tração

A Tabela III.1 mostra os resultados dos ensaios de tração realizados para as diferentes condições de análise, onde se verificam as seguintes caraterísticas:

a) Todos os resultados obtidos de limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR) encontram-se superiores aos mínimos exigidos pelo projeto;
b) Todos os corpos de prova se romperam no metal de base (Figura III.1), ocorrendo uma grande dispersão de resultados para todas as condições e;
c) A execução do TTPS não promoveu mudanças significativas nos valores de resistência mecânica das juntas soldadas.

Tabela III.1 – Resultados dos ensaios de tração.

CONDIÇÃO	CP'S	LE (MPa)	LR (MPa)	Posição da fratura
Como soldado	CP1	664	849	Metal base
	CP2	642	776	Metal base
	Média	651	812	
TTPS	CP1	639	816	Metal base
	CP2	614	765	Metal base
	Média	627	791	
Mínimo		585	725	



Como soldado TTPS

Figura III.1 – Detalhe dos corpos de prova após a execução dos ensaios de tração.

III.2 - Ensaios de Impacto Charpy-V

A Tabela III.2 e as Figuras III.2 e III.3 mostram os resultados dos ensaios de impacto realizados para as diversas condições, onde se verificam as seguintes caraterísticas:

a) Todos os resultados obtidos encontram-se superiores aos mínimos exigidos pelo projeto;
b) Os melhores valores de energia absorvida foram obtidos na região do metal de base para a condição CS, enquanto os menores valores foram evidenciados no metal de solda após execução do TTPS;
c) O TTPS promoveu uma melhoria da tenacidade ao impacto para a ZTA e uma redução desta propriedade para o metal de solda;
d) A execução do passe de revenimento (PR), promoveu um ligeiro aumento da tenacidade ao impacto da ZTA em comparação com a condição CS e;
e) Os resultados da ZTA na condição CS e após a técnica PR apresentaram um elevado grau de dispersão.

Tabela III.2 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V.

Condição	Posição	Temp. (°C)	CP1 (J)	CP2 (J)	CP3 (J)	MÉDIA (J)
Como soldado	MB	0	50	74	69	64,3
	MB	-30	68	65	65	66,0
	ZTA	0	50	43	55	49,3
	ZTA	-30	50	36	37	41,0
	MS	0	72	81	86	79,7
	MS	-30	57	65	54	58,7
PR	ZTA	0	42	71	48	53,7
	ZTA	-30	59	38	39	45,3
TTPS	MB	0	70	77	74	73,7
	MB	-30	59	64	65	62,7
	ZTA	0	62	76	80	72,7
	ZTA	-30	45	54	65	54,7
	MS	0	44	47	50	47,0
	MS	-30	53	36	42	43,7
Mínimo						34J a -30°C

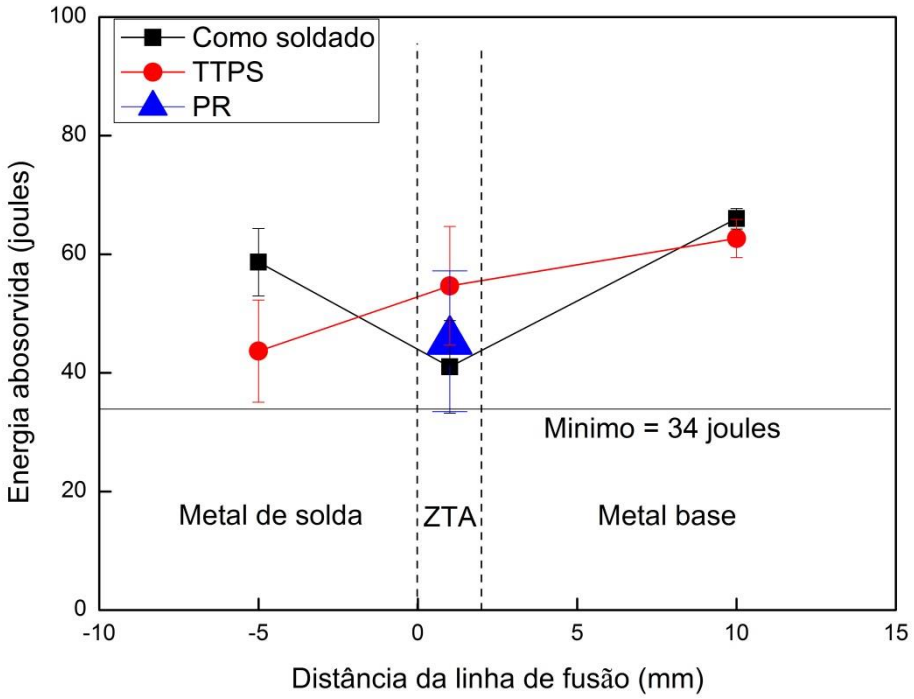


Figura III.2 – Variação da energia absorvida a -30°C para as diferentes regiões da junta soldada.

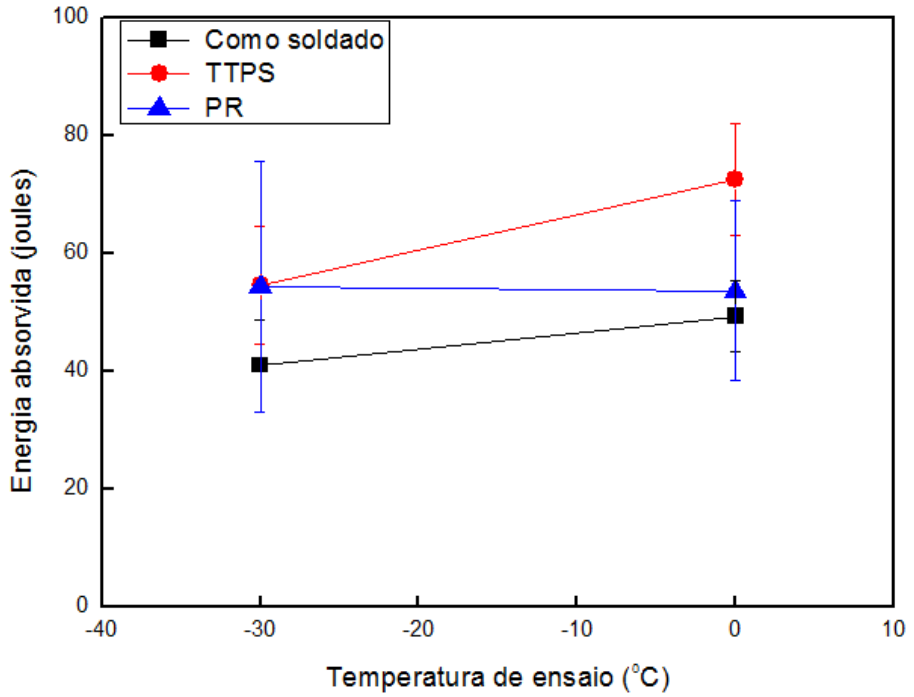


Figura III.3 – Variação da energia absorvida em função da temperatura na ZTA

III.3 - Ensaios de Microdureza Vickers ($HV_{0.5}$)

As Figuras III.4 e III.5 mostram os perfis de microdureza Vickers ($HV_{0.5}$) das juntas soldadas, onde se notam as seguintes características:

a) Na varredura realizada próxima ao último passe ocorreu um aumento substancial de dureza na região da ZTA (Figura III.4a);
b) Já na varredura realizada na região relativa ao entalhe Charpy-V (Figura III.4b), observa-se uma redução substancial na dureza da ZTA para todas as condições analisadas;
c) Os maiores valores de dureza foram observados para a condição como soldado (CS);
d) A execução do passe de revenimento não provocou alterações significativas na dureza;
e) Os valores de dureza apresentam uma redução ao longo da espessura para todas as condições (Figura III.5);
f) O TTPS promoveu uma redução substancial na dureza da ZTA e;
g) A dureza do metal de solda acompanhou o comportamento da ZTA para as diversas condições, embora com diferenças menores nos valores obtidos.

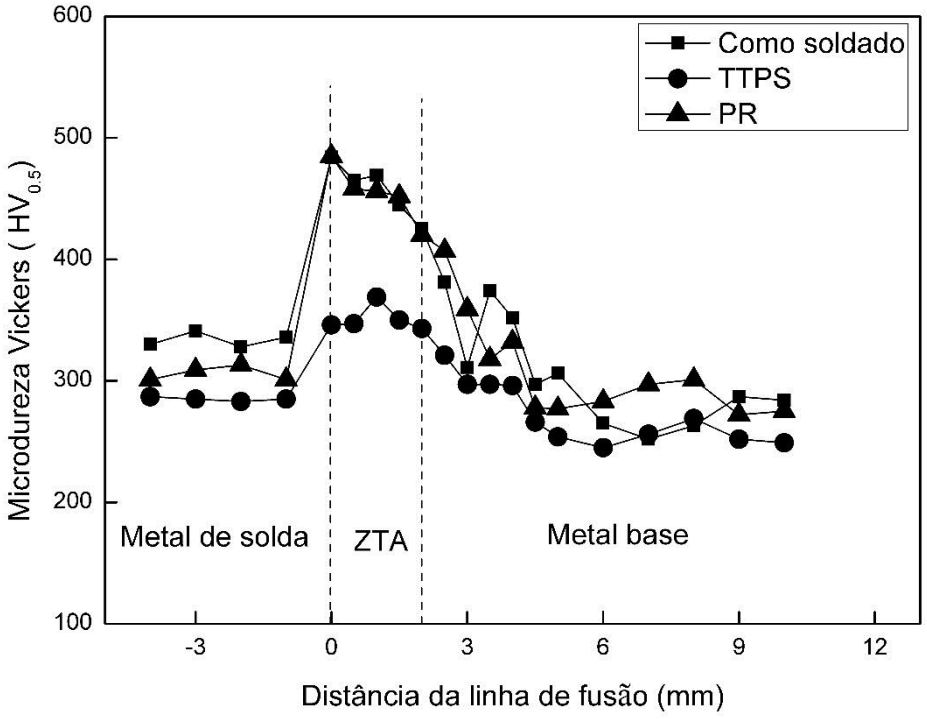


Figura III.4a – Perfil de microdureza da seção transversal da junta soldada, próxima a superfície.

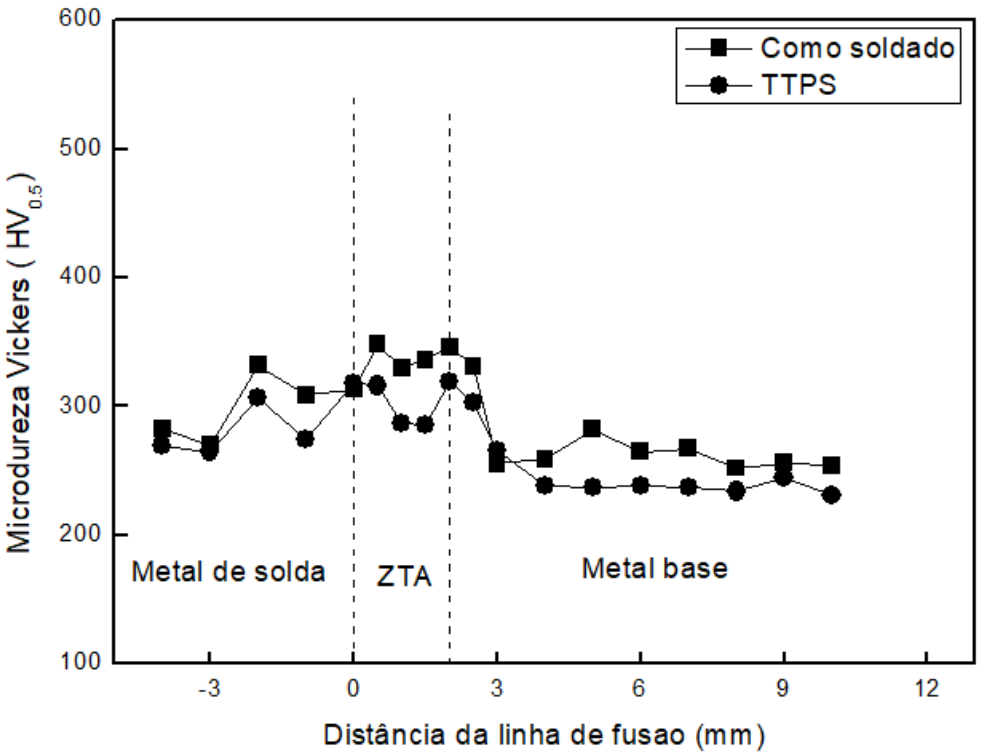


Figura III.4b – Perfil de microdureza da seção transversal da junta soldada, na região do entalhe Charpy-V.

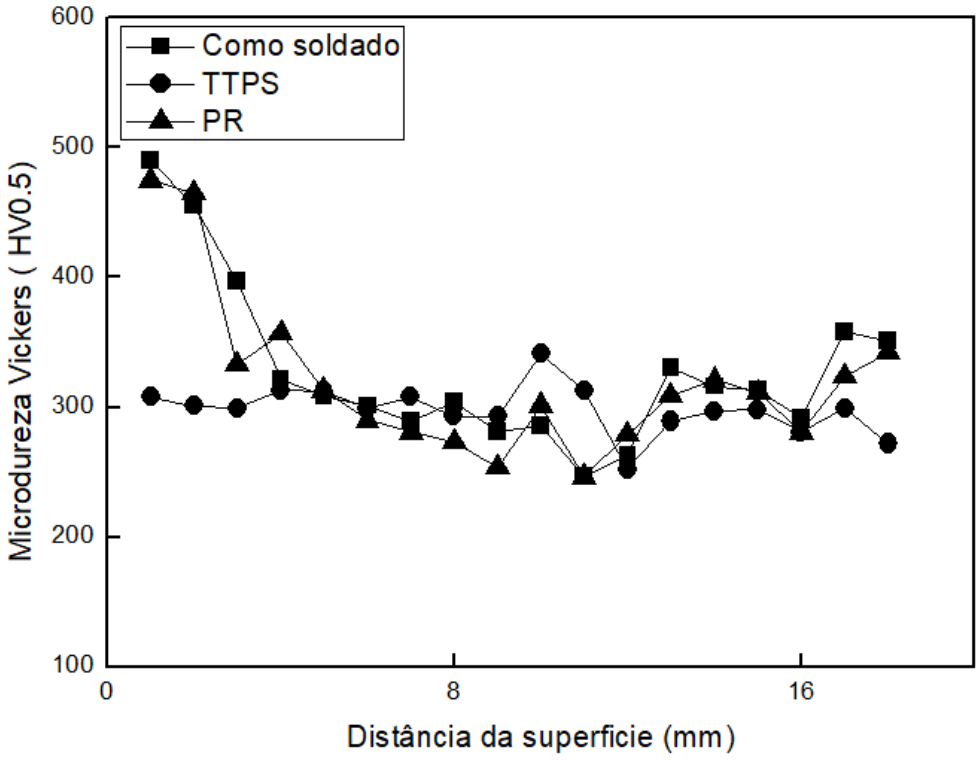


Figura III.5 – Perfil de microdureza da seção longitudinal à ZTA, próximo à linha de fusão.

III.4 - Análise Metalográfica

A Figura III.6 mostra a macrografia da junta soldada, onde se nota o aspecto da soldagem multipasse. A inspeção visual não revela a presença de descontinuidades.

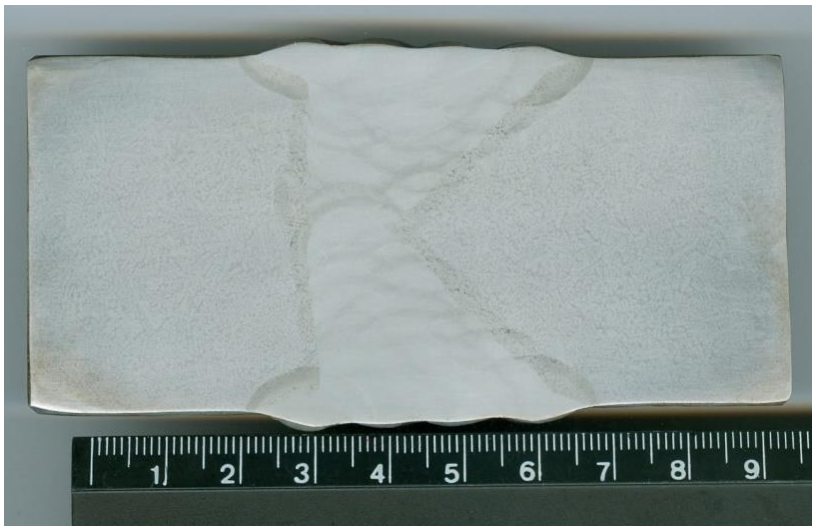


Figura III.6 – Macrografia da junta soldada. Ataque: nital 2%.

A Figura III.7 mostra o aspecto microestrutural de todas as regiões que compõem a junta soldada para a condição como soldado (CS). Foram feitas micrografias da região do último passe e do entalhe Charpy-V, quando observadas por microscopia ótica (MO), observa-se alterações representativas, notadamente, na região de grãos grosserios da ZTA (RGGZTA).

As Figuras III.8 a III.11 apresentam as microestruturas de diferentes regiões da junta soldada, quando observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), onde se percebem as seguintes características principais:

a) Na condição CS (Figura III.8), observa-se a ocorrência de martensita na região de grãos grosseiros (RGGZTA) e martensita revenida na região de grãos finos (RGFZTA);
b) A execução da técnica PR (Figura III.8) promoveu um revenimento da martensita do último passe da região de grãos grosseiros (RGGZTA);
c) O TTPS promoveu um revenimento na microestrutura da região do último passe para a região de grãos grosseiros RGGZTA, evidenciado por extensa precipitação de carbetos (Figura III.9);
d) A microestrutura do metal de solda na região do último passe (Figura III.8) é constituída de martensita revenida (M) e bainita revenida (B) com predominância do primeiro constituinte;

e) Na região do entalhe Charpy-V (Figura III.10), verifica-se um efeito pronunciado de precipitação de carbetos em decorrência do efeito do reaquecimento proveniente dos diversos passes de soldagem;
f) A mudança do aspecto da microestrutura da região de grãos grosseiros (RGGZTA) ao longo da espessura é mostrada na Figura III.11;
g) O TTPS promoveu extensa precipitação de carbetos nos contornos de grãos da austenita prévia na região do metal de solda (Indicado por setas nas Figuras III.8 e III.10).

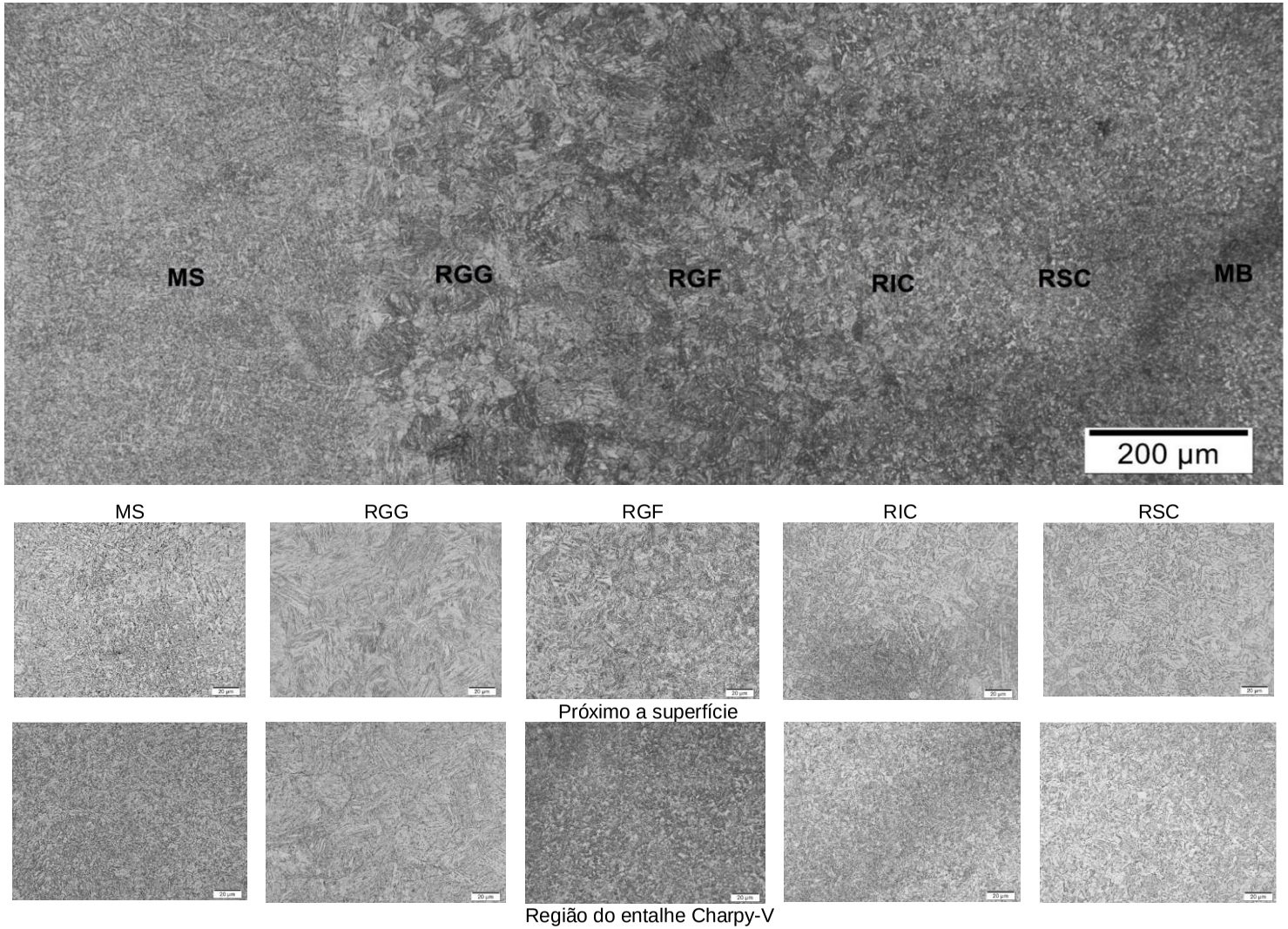


Figura III.7 – Evolução da microestrutura das regiões da junta soldada
(a) Próximo a superfície; (b) Região do entalhe Charpy-V. (MO). Ataque: nital 2%

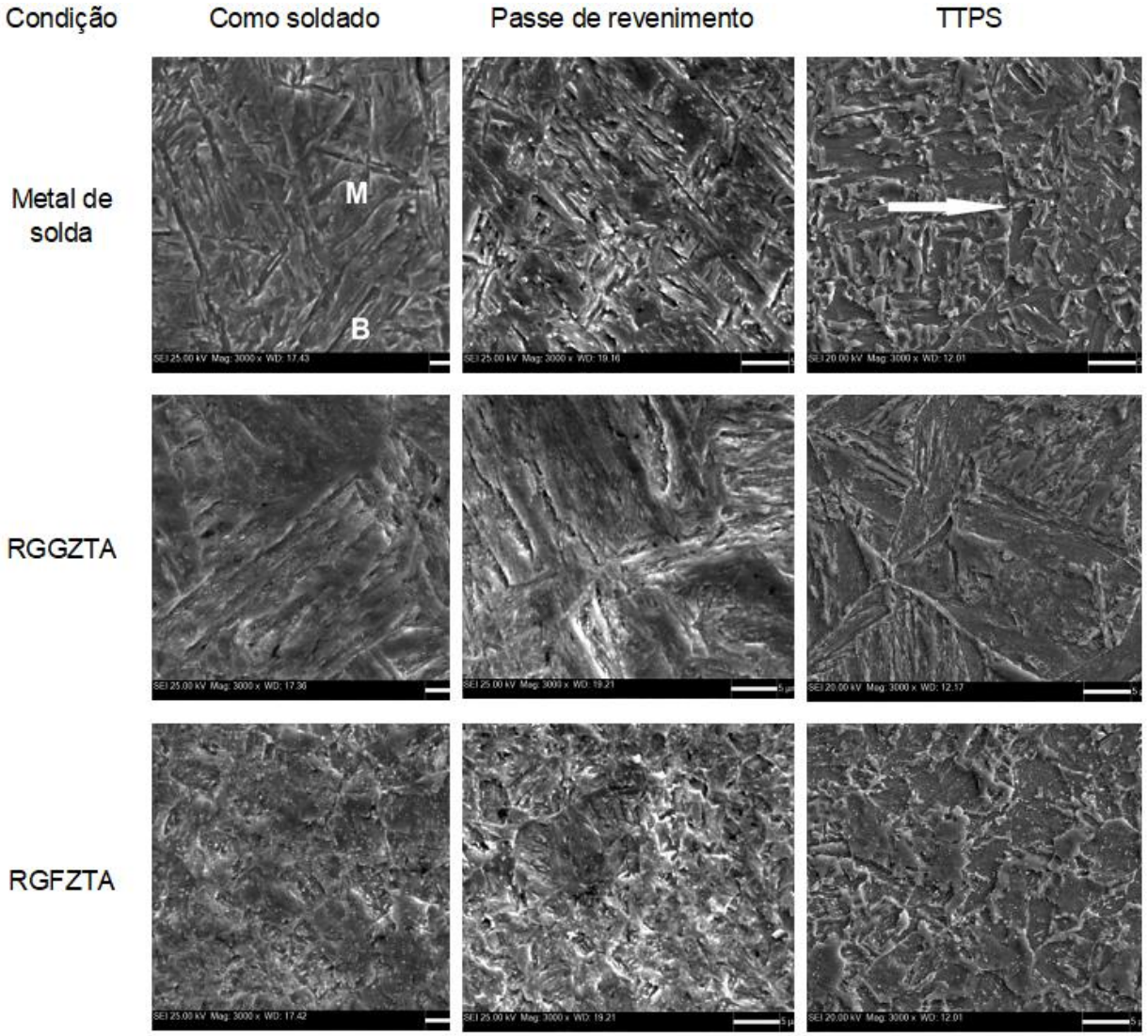


Figura III.8 – Microestruturas da região do último passe de solda (MEV). Ataque: Nital 2%

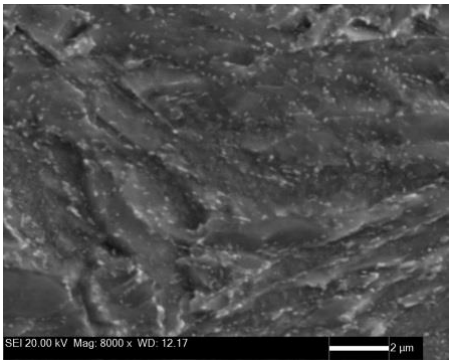


Figura III.9 – Precipitação de carbetos na região de grãos grosseiros da ZTA após TTPS. (MEV). Ataque: nital 2%

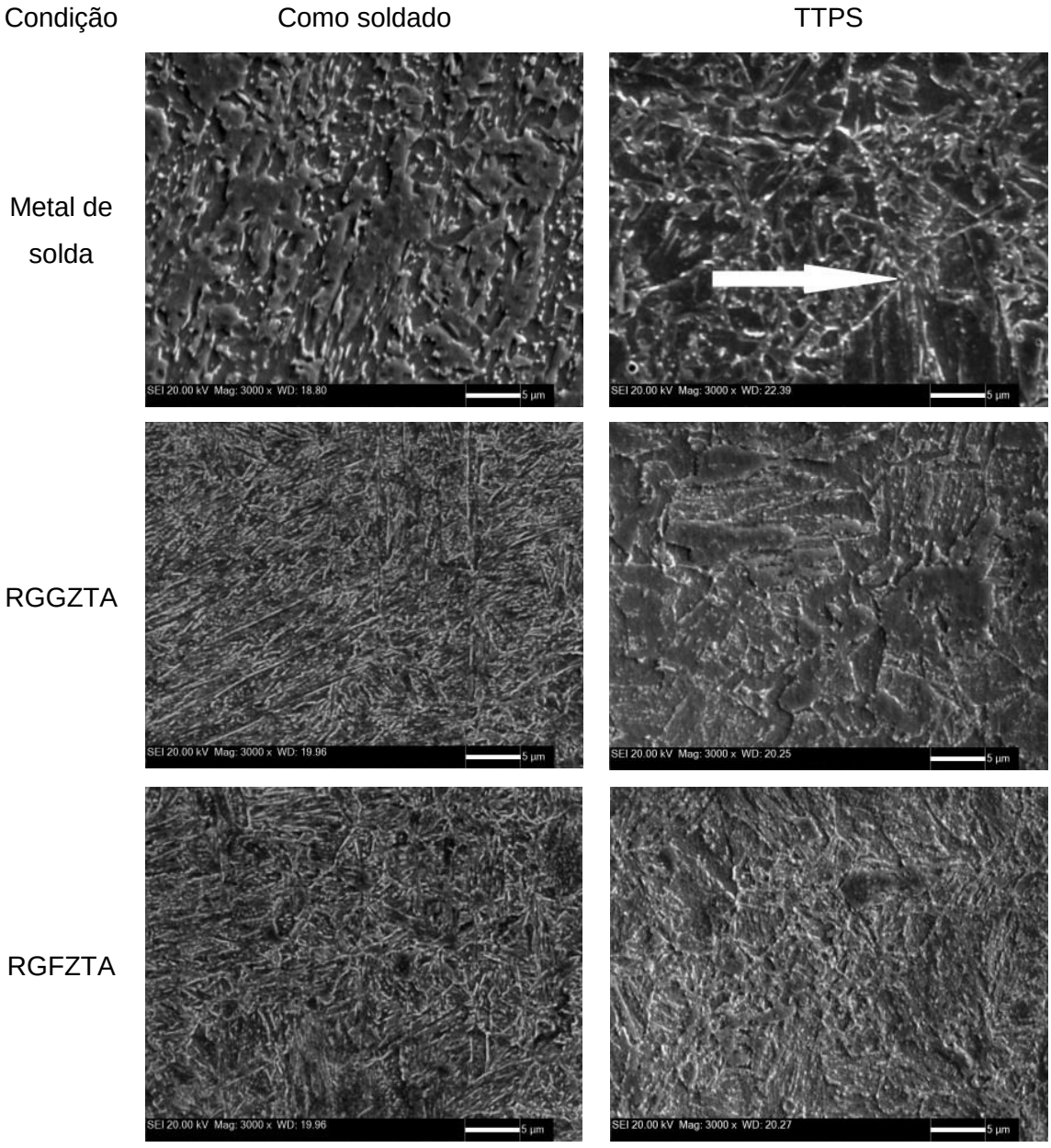
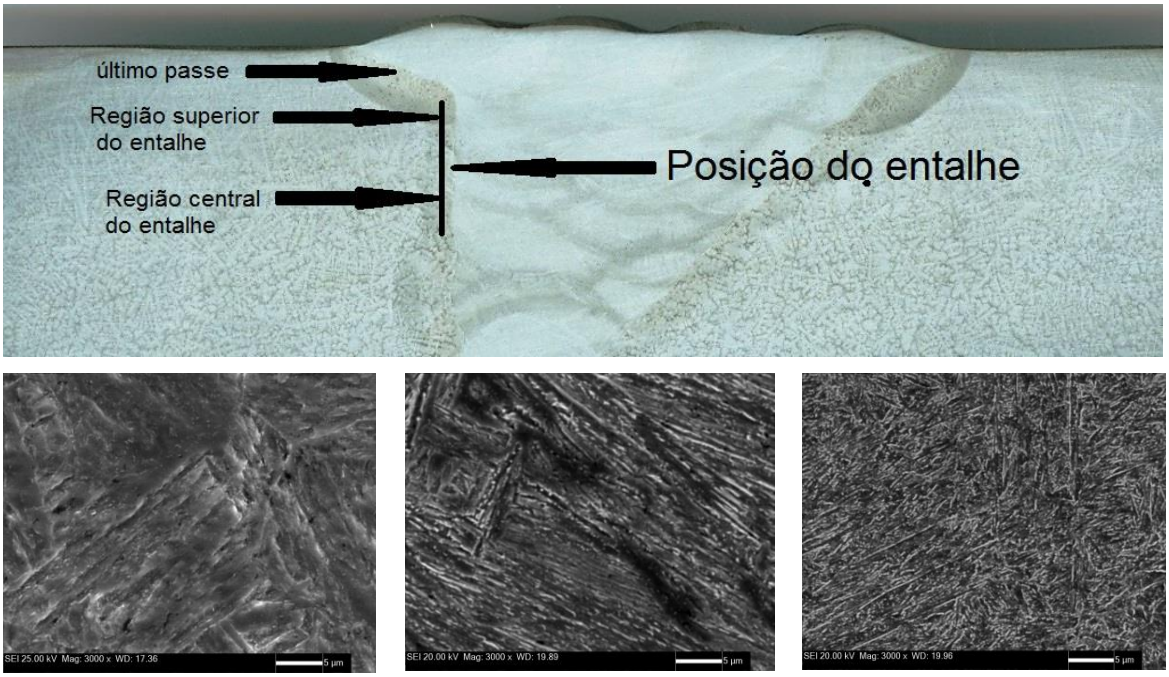


Figura III.10 – Microestruturas observadas na região central do entalhe do Charpy-V da junta soldada (MEV). Ataque: nital 2%.



a) - 490 $HV_{0.5}$ b) - 321 $HV_{0.5}$ c) - 289 $HV_{0.5}$

Figura III.11-Aspectos da RGGZTA em função da microdureza (MEV). Ataque:nital 2%
a) último passe; b) região superior ao entalhe; c) região central do entalhe

A Figura III.12 mostra os resultados provenientes da análise metalográfica realizada sobre o corpo de prova após a realização do ensaio de impacto Charpy-V, nota-se que a fratura percorreu uma trajetória irregular.

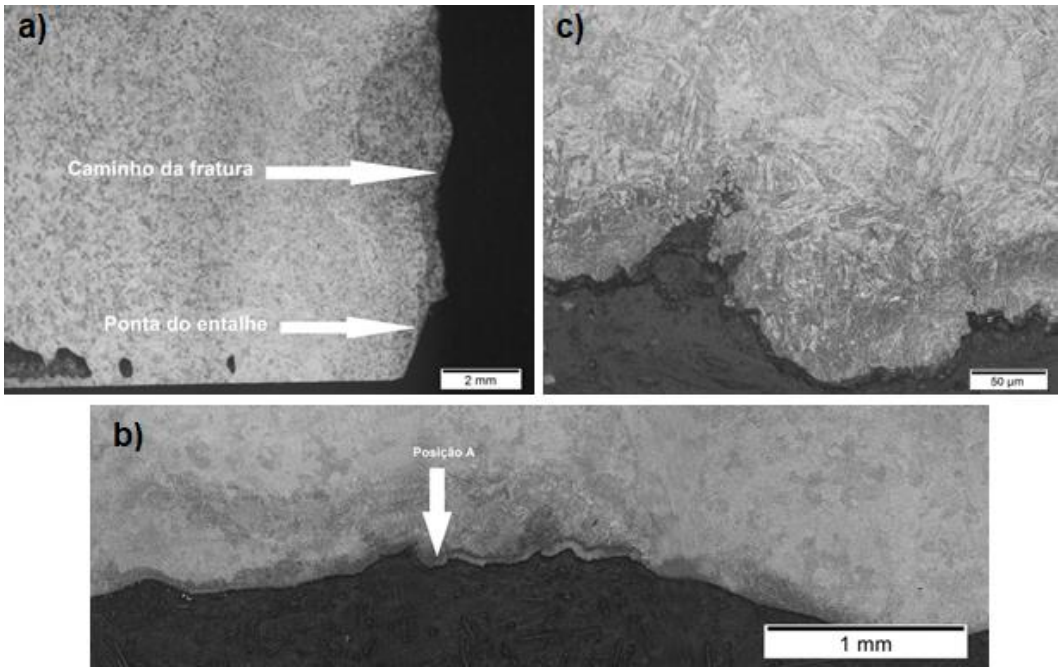


Figura III.12 – Aspectos da fratura do corpo de prova de impacto Charpy-V com entalhe na ZTA após o passe de revenimento.
a) região do entalhe; b) caminho da fratura; c) detalhe da região A.

As Figuras III.13 e III.14 mostram os resultados da análise por EBSD realizada na região de grãos grosseiros RGGZTA na posição relativa a ponta do entalhe Charpy-V, onde se notam as seguintes características:

a) A mudança de coloração nos mapas de Euler indicam variações de orientação entre os diferentes blocos de martensita (Figuras III.13a e III.13b);
b) As figuras de polo invertido (FPI) indicam os blocos de martensita revenida em um mesmo grão austenítico prévio que apresentam a mesma orientação cristalográfica (Figuras III.13c e III.13d);
c) A distribuição de contornos de grão é mostrada na Figura III.14. Pode-se observar um comportamento característico de martensita, conforme citado por CHEN et al. [56];
d) A análise estatística da frequência de contornos de alto ângulo indica resultados próximos para as condições, ou seja, 33,45% para a condição CS e 33,19% após TTPS e;
e) De modo geral, a análise por EBSD indicou um comportamento similar para ambas as condições.

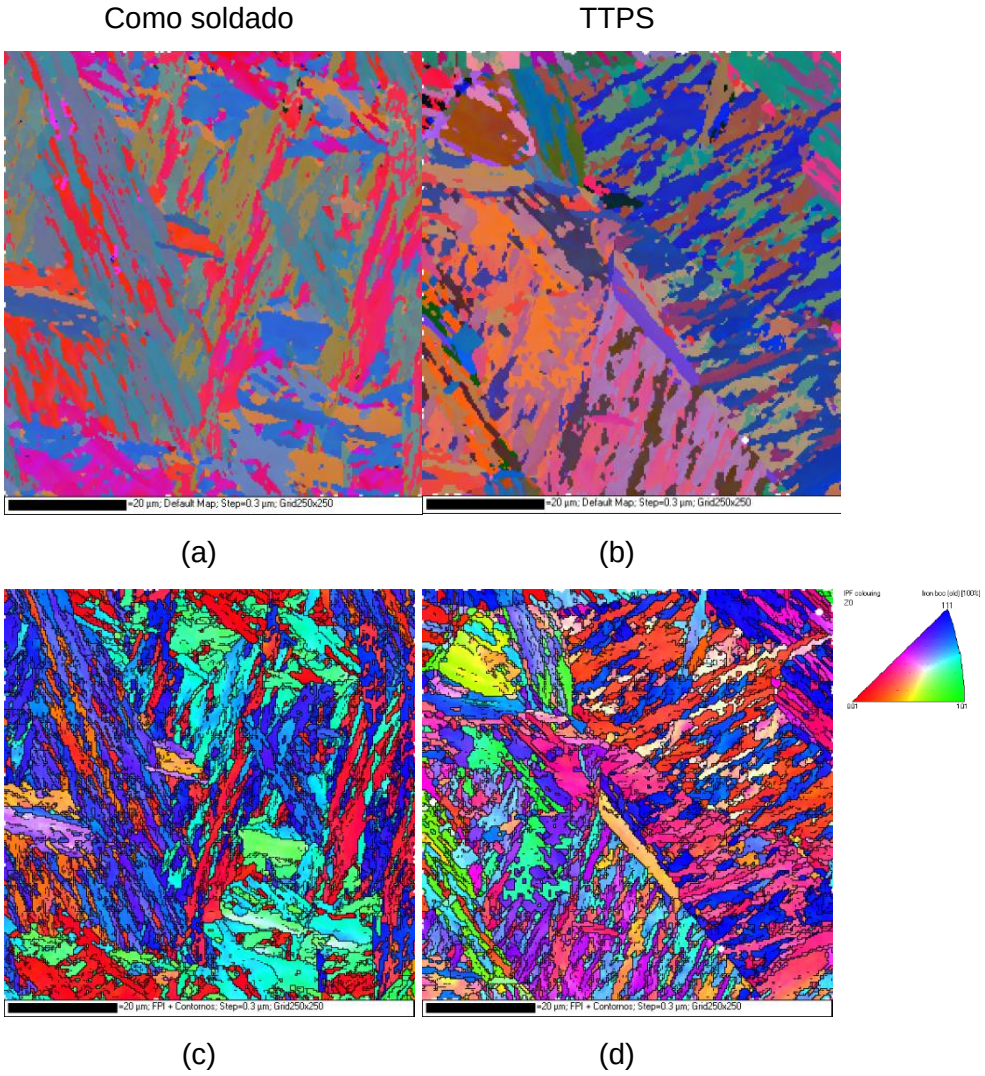


Figura III.13 - Características microestruturais da RGGZTA analisada por EBSD.
(a) e (b) – Mapas de Euler; (c) e (d) – Figura de polo invertida. Aumento:1.000X

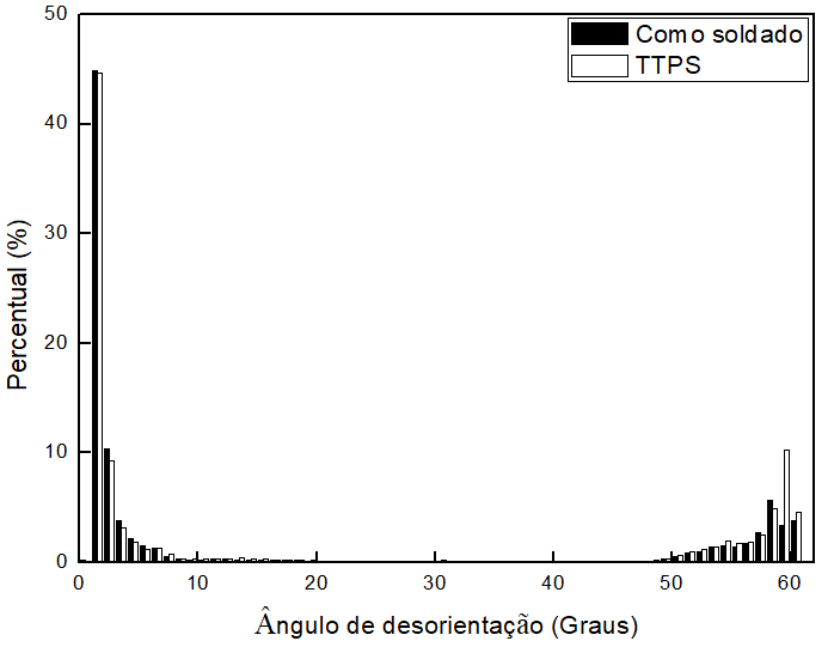


Figura III.14 - Comportamento de orientação relativa de grãos da RGGZTA.

III.5 - Simulação Termodinâmica

A Figura III.15 apresenta o diagrama com a fração em massa das fases formadas ao longo da temperatura, considerando a composição química do metal base. A temperatura do TTPS é indicada no diagrama. Nota-se que, para esta temperatura, são estáveis os carbetos M_3C (cementita) para o metal de base.

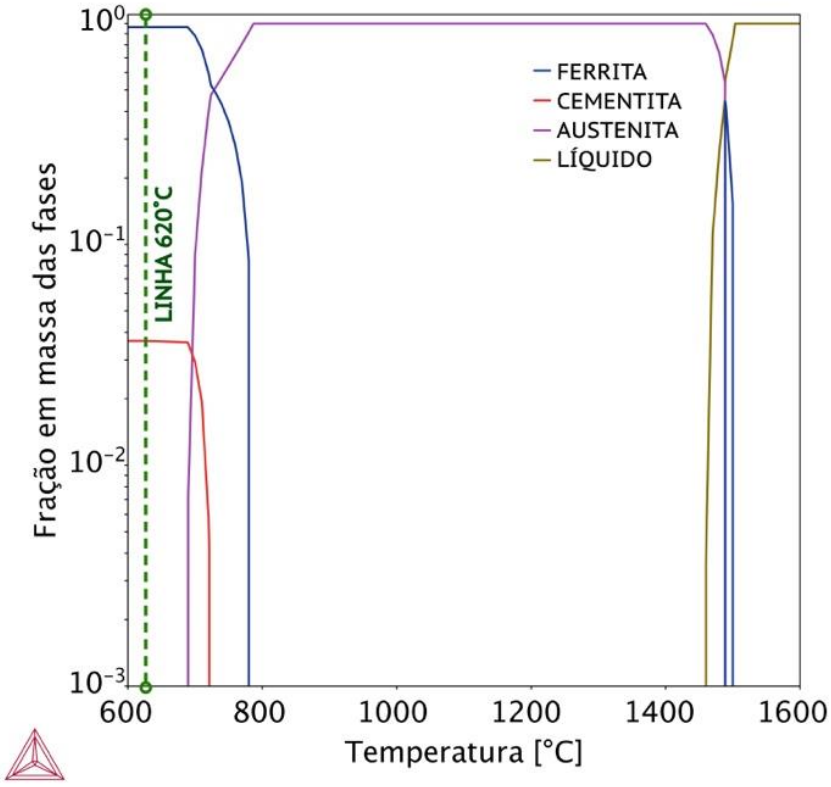


Figura III.15 - Diagrama de fração de fases formadas com a temperatura para a ZTA. A linha verde tracejada marca a temperatura de TTPS.

CAPÍTULO IV
DISCUSSÃO

A análise macrográfica realizada (Figura III.6) permite verificar o efeito da soldagem multipasse e a inexistência de defeitos de soldagem, confirmando que o procedimento de soldagem executado foi adequado para evitar a ocorrência de trinca a frio. Neste aspecto, é importante ressaltar que o material em estudo (Tabela II.1) apresenta elevada temperabilidade e, consequentemente, alta propensão para formação de martensita na ZTA, notadamente na região de grãos grosseiros, considerada a região crítica da ZTA [44,50,55,57-60], o que foi observado no presente trabalho (Figura III.8).

Os ensaios de tração realizados nas juntas soldadas (Tabela III.1) evidenciam a obtenção de elevados valores de resistência mecânica para as juntas soldadas como consequência dos constituintes microestruturais presentes (Figura III.10), os quais são esperados para aços temperados e revenidos utilizados nestas aplicações [50,61-65]. Adicionalmente, nota-se que todos os corpos de prova romperam no metal de base (Figura III.1) com valores de LE e LR superiores aos mínimos (Tabela III.1), caracterizando que o ciclo térmico de soldagem não provocou efeitos nocivos nas propriedades de tração. Embora com dispersão, o mesmo comportamento foi observado após o TTPS, o que seria esperado, visto que as temperaturas de TTPS utilizadas não foram superiores a do tratamento térmico prévio do metal de base.

Segundo a literatura [44,50,66,67], em aços temperados e revenidos de alta resistência e tenacidade, a soldagem produz um efeito de endurecimento local na ZTA em função de formação de constituintes de baixa temperatura de transformação (martensita ou bainita), sendo que o gradiente de dureza normalmente mostra o máximo para a região próxima à linha de fusão com a progressiva redução ao se afastar desta região, o que também foi observado no presente trabalho (Figura III.4). Assim, de forma diferente ao comportamento de ensaios de tração e impacto Charpy-V, os resultados de microdureza (Figuras III.4 e III.5) são capazes de evidenciar as diferenças que ocorrem próximo à superfície da junta soldada, região onde o efeito do reaquecimento não é verificado na condição de como soldado (Figura III.5). Como esperado, a dureza na ZTA desta região apresenta os maiores valores para a junta soldada (Figura III.4) devido a presença de martensita sem revenido (Figura III.8), conforme também observado por outros autores [50]. Além disso, é importante notar que, mesmo com o passe de revenimento, a dureza desta região não sofreu uma redução tão significativa quanto aquela proporcionada pela execução do TTPS (Figuras III.4 e III.5).

Já na região da ponta do entalhe Charpy-V (Figura III.4b) o comportamento é diferente, com os valores de dureza significativamente inferiores aos da superfície, o que pode ser atribuído ao reaquecimento dos diversos passes de soldagem, que contribui para uma alteração microestrutural importante na ZTA, onde se nota o efeito de revenido na martensita da ZTA com extensa precipitação de carbetos (Figura III.11).

Este mesmo comportamento também é observado nos ensaios de impacto Charpy-V (Figuras III.2 e III.3), que registram diferenças importantes para cada condição de análise. É de destaque o aumento da tenacidade ao impacto da ZTA após realização do passe de revenimento.

A análise apresentada anteriormente poderia indicar o benefício da execução do passe de revenimento nas propriedades mecânicas da ZTA do aço estudado. No entanto, verifica-se um elevado grau de dispersão para estes resultados (Tabela III.2 e Figura III.2). Neste aspecto, é de destaque o valor mínimo obtido nos ensaios (Tabela III.2), o qual segundo LI et al. [68] apresenta importância fundamental sob o aspecto de engenharia e pode limitar a aceitação de materiais para alguns casos específicos, dentre eles os componentes de ancoragem [14], uma vez que o valor mínimo pode representar o comportamento de fratura da junta como um todo [69].

A análise do efeito do passe de revenimento sob o ponto de vista de valor mínimo (Figura IV.1), parece indicar um comportamento muito diferente daquele observado quando da análise do valor médio (Figura III.2), permitindo inferir que a adoção desta técnica não foi eficaz não somente do ponto de vista de tensões residuais, mas também em relação às propriedades mecânicas. No entanto, foi observado um elevado grau de dispersão nos resultados, o que pode estar relacionado com heterogeneidades microestruturais, como também indicado pela literatura [69].

No caso do presente trabalho, esta grande dispersão pode estar associada com o caminho percorrido pela trinca até a fratura do corpo de prova de impacto Charpy-V (Figura III.12). De fato, nota-se nesta figura que, embora tenha sido obtida uma junta soldada com chanfro em K para o posicionamento do entalhe integralmente na ZTA, a propagação da trinca pode ocorrer em regiões diferentes, inclusive no metal de solda. Mesmo que aparentemente o metal de solda na condição de como soldado apresente um valor de tenacidade ao impacto superior ao da ZTA (Figura III.1), deve-se ressaltar que este último resultado foi obtido no centro do cordão de solda, região com pouca influência da diluição com o metal de base.

Este é um aspecto importante e que deve ser estudado com mais profundidade, pois foram verificadas diferenças significativas na microestrutura do metal de solda na região central do cordão e na região próxima ao metal de base (Figura IV.2). De fato, nesta última região, nota-se a ocorrência de intensa precipitação nos contornos de grão

da austenita prévia, mesmo para a condição de como soldado, o que segundo a literatura é um fator de relevância para a tenacidade ao impacto do metal de solda de alta resistência [70-72].

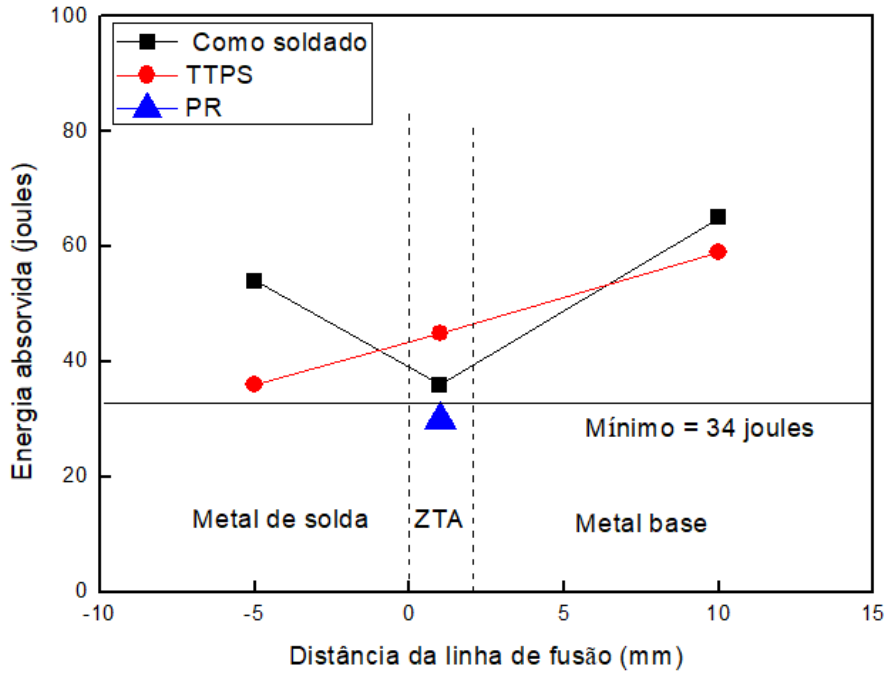
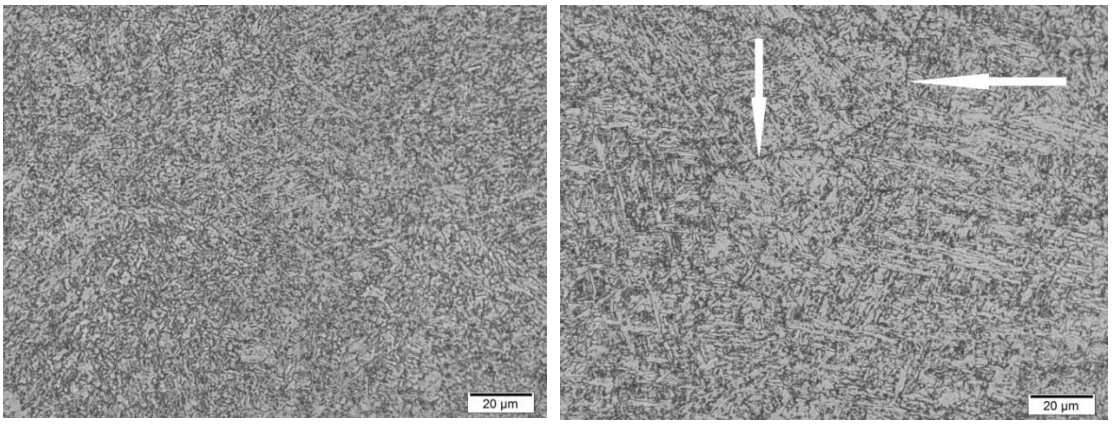


Figura IV.1 – Valor mínimo da energia absorvida a -30°C para as diferentes regiões da junta soldada.



(a) (b)

Figura IV.2 – Microestrutura do metal de solda obtida em corpo de prova de impacto Charpy-V com entalhe na ZTA após o passe de revenimento. Ataque: nital 2%.
(a) Centro do cordão de solda; (b) região próxima ao entalhe, com intensa precipitação nos contornos de grão da austenita prévia indicada pela seta.

Após a realização do TTPS, verifica-se um aumento da tenacidade ao impacto (Figuras III.2 e III.3) e uma redução na dureza na região do último passe (Figura III.5) como consequência da extensa precipitação de carbetos nesta região (Figuras III.9 e

III.15), com predominância de cementita, conforme previsto pela análise termodinâmica (Figura III.15), o que está de acordo com outros trabalhos experimentais [62,64,68,69].

Segundo LAN et al. [59], a tenacidade da ZTA é afetada por diferentes características microestruturais, além dos constituintes presentes, especialmente o efetivo tamanho de grão e a fração de contornos de alto ângulo, uma vez que a presença de contornos de alto ângulo é capaz de contribuir para o impedimento da propagação de trincas. No presente trabalho, não se observou efeito significativo do TTPS neste aspecto (Figuras III.13 e III.14), o que também foi verificado por CHENG et al. [61], que estudando especificamente aços martensíticos utilizados em amarras de ancoragem, observou que alterações de contornos de grão de alto ângulo foram notadas somente para temperaturas de revenido superiores. Embora alguns autores [42,73] que estudaram aços bainíticos, afirmem que o TTPS promove um aumento dos contornos de alto ângulo, CHENG et al. [61] afirmam que esta alteração é dependente da temperatura de revenido e do tipo de microestrutura existente.

Para alguns autores [47,74], embora o TTPS seja essencial após a execução de qualquer reparo por soldagem, há um número de limitações associadas. Por exemplo, o TTPS em grandes componentes de aço de refinarias petroquímicas é extremamente caro e consomem muito tempo, além de ser de difícil realização em geometrias complexas porque requer aquecimento de áreas maiores. Além disso, a execução do TTPS pode causar degradação das propriedades do material, especialmente fluência e resistência à tração. Nestes casos, uma alternativa muito utilizada é a realização de passes de revenimento (“temper bead”) com o objetivo de reaquecer, refinar e revenir a ZTA do último passe e promover uma melhoria na tenacidade ao impacto para evitar a necessidade do TTPS [13,43,47,74,75].

No caso do presente estudo, o uso da técnica de realização de passe de revenimento, não foi efetivo uma vez que os resultados obtidos em ensaios de dureza e impacto foram próximos de aqueles obtidos na condição de soldagem (Figuras III.3 e III.5). Como observado em trabalhos disponíveis na literatura, esta técnica parece ser uma alternativa interessante na soldagem de aços com menor resistência mecânica [13,47].

Neste aspecto, como citado por SONG et al. [76], embora operações de reparo por soldagem sejam frequentemente realizadas durante a fabricação de estruturas de engenharia para atender os requisitos de qualidade do projeto ou reparar os danos desenvolvidos durante a operação, mais de 50% dos reparos realizados sem execução de TTPS, resultaram em problemas de trincas em serviço em um período inferior a 1 ano.

Este resultado pode ter uma contribuição significativa das tensões residuais presentes na junta soldada. De fato, ALORAIER et al. [47,75] atestam que a execução da técnica de passe de revenimento não apresenta nenhuma contribuição para a redução das tensões residuais, embora possa promover vantagens sob o ponto de vista metalúrgico. É importante comentar que na qualificação de procedimentos de soldagem não é possível realizar uma avaliação do efeito das tensões residuais no comportamento da junta soldada, uma vez que a realização de operações de corte para remoção de corpos de prova para ensaios mecânicos promovem o alívio das tensões [77].

A discussão apresentada previamente, parece indicar que um procedimento de soldagem seguro não deve prescindir da realização de TTPS, uma vez que a presença de martensita de elevada dureza na ZTA do último passe associado com elevadas tensões residuais deve ser evitada por apresentar condições propícias para ocorrência fratura frágil no componente.

Embora a execução do TTPS tenha gerado uma redução da tenacidade ao impacto no metal de solda (Figura III.2), o que pode estar associado com a ocorrência de precipitação de carbetos nos contornos de grão da austenita prévia (Figuras III.8 e III.10), conforme também verificado em outras publicações que estudaram especificamente o comportamento de metal de solda de aços de alta resistência [9,70-72,79], os autores acreditam não ser esta uma questão imperativa, uma vez que mesmo com esta redução, os resultados obtidos permanecem como adequados para a aplicação (Figura III.2). Adicionalmente, deve ser destacado que é ainda possível a utilização de outros consumíveis de alta resistência com melhor desempenho [8,70,78,79].

CAPÍTULO V
CONCLUSÕES

Do exposto no transcurso do presente trabalho, pode-se concluir que:

a) O aço fundido ASTM A 148 Gr. 105-85 pode ser soldado pelo processo de eletrodos revestidos e apresentar propriedades mecânicas adequadas para utilização em componentes de ancoragem;
b) A execução do tratamento térmico pós-soldagem é recomendado para a garantia das propriedades, uma vez que promove o revenido da martensita de elevada dureza da região do último passe e;
c) A execução da técnica de passe de revenimento não se mostrou eficaz para as propriedades da junta soldada estudada.

SUGESTÕES

Para continuidade do presente trabalho, permite-se sugerir:

a) Realização de tratamentos térmicos pós-soldagem em temperaturas inferiores à 620°C, com o objetivo de analisar possíveis alterações nas propriedades mecânicas da junta soldada;
b) Realizar análise comparativa com juntas soldadas de aços laminados e forjados, usualmente utilizados em componentes de ancoragem e;
c) Realizar um estudo sobre o comportamento do metal de solda na região próxima da ZTA de juntas soldadas com aços fundidos de alta resistência.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] FARNEZE, H.N.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G; BOTT, I.B.; “Estudo comparativo de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular para aplicação em equipamentos de amarração offshore”, Soldagem & Inspeção, v. 14, n. 2, p.151-160, São Paulo, SP, 2009.

[2] GOMES, A.J.M.; SOUZA, L.F.G; BOTT. I.S; JORGE, J.C.F.; “Estudo de propriedades mecânicas e microestruturais do metal de solda de extra alta resistência com diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem”, XXXVIII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, Ouro Preto, MG, 2012.

[3] MORAIS, J.M.; “Petróleo em águas profundas: uma história tecnológica da Petrobras na exploração e produção offshore/ José Mauro de Morais”, Ipea & Petrobras, 424 p. Brasília, DF, 2013.

[4] FREITAS, A.G.; “Capacitação tecnológica em sistemas de produção para águas profundas”, 1993. Dissertação de M.Sc., UNICAMP, Campinas, SP, Brasil, 1993.

[5] DE LUCA, J.C.; “Aprendendo com os acidentes: o segundo acidente na plataforma de enchova”, Ipea & Petrobras, 4 p. Rio de Janeiro, RJ, 2011.

[6] GIRÓN, A.R.C.; “Aplicação de metodologias de projeto integrado de sistemas de ancoragem e risers na exploração de petróleo offshore”, Dissertação MSc., UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 2009.

[7] KUNITAKI, D.M.K.N.; “Tratamento de incertezas no comportamento dinâmico de estacas torpedo para ancoragem de sistemas flutuantes na explotação de petróleo offshore da Petrobras”, Dissertação M.Sc., UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

[8] SUMAM, J.A.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; “Efeito de Tratamentos Térmicos pós-Soldagem nas Propriedades de Aço Fundido de Elevada Resistência para Sistemas de Ancoragem de Plataformas Marítimas”, Soldagem & Inspeção, v. 9, n. 4, p. 205-212, 2004.

[9] OLIVEIRA, E.M.; “Efeito de tratamentos térmicos pós-soldagem nas propriedades mecânicas da ZTA de um aço fundido de alta resistência”, Dissertação M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2014.

[10] CHAVES, A.P.; “Estudo comparativo da vida em fadiga de aços fundidos e forjados de aços de alta resistência para utilização em acessórios de linhas de ancoragem de plataformas offshore”, Dissertação MSc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2010.

[11] SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.F.; VIEIRA, R.D.; SOUZA, L.F.G.; PACHECO, P.M.C.L.; JORGE, J.C.F.; “Avaliação de juntas soldadas de aços fundidos para construção naval”, Anais do 14° CEBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, p. 37901-37913, São Paulo, SP, 2000.

[12] SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.F.; DINIZ, J.L.C.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; “Mechanical and microstructural properties of high strength cast steel repaired by welding”, XLII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem - Belo Horizonte, MG, 2016.

[13] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.F.; BOTT, I.S.; GUIMARÃES, F.H.B.; “Relação tenacidade/ microestrutura da ZTA de um aço fundido ASTM A 148 Gr. 80-50 para acessórios de ancoragem de plataformas de petróleo”, Soldagem & Inspeção, v. 9, n. 4, 2004.

[14] IACS W22. Offshore mooring chain, International Association of Classification Societies, Rev. 6, 33 p., June 2016.

[15] ASTM A148/148M-05. Standard specification for steel castings, high strength, for structural purposes, 2005.

[16] BILOUS, P.; LAGODA, T.; “Structural notch effect in steel welded joints”, Materials & Design, v. 3, n. 10, p. 4562-4564, 2009.

[17] MAROUCO, E.S.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; DINIZ, J.L.C.; “Propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas pelo processo a arco submerso com elevado aporte térmico”, Soldagem & Inspeção, v. 20, n. 3, p. 347-358, 2015.

[18] MOSCIARO, H.B.; JORGE, J.C.F.; “Avaliação de procedimentos de reparos soldados para estruturas offshore em aços fundidos de alta resistência”, Tecnologia e Cultura, v.1, n.1, p. 41-45, 1997.

[19] BOLOURI, A; KIM, T.W.; KANG, C.G.; “Processing of low-carbon cast steels for offshore structural applications”, Materials and Manufacturing Processes, v. 28, n. 11, p. 1260-1267, 2013.

[20] DINIZ, W.G.; BRACARENSE, A.Q.; SILVA, G.M.; “Avaliação das propriedades mecânicas de um aço fundido de baixo carbono, como função da sequência de processos de tratamento térmico e soldagem” Anais do 8° Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, p. 1-8, Salvador,BA, 2015.

[21] LIM, S.; MUN, J.; KIM, T.; KANG, C.; “Development of low-temperature high-strength integral steel castings for offshore construction by casting process engineering”, International Journal of Naval Architecture and Ocean Engineering, v. 6, n. 4, p. 922-934, 2014.

[22] SAGRILO, L.V.S; SOUSA, J.R.M.; LIMA, E.C.P.; PORTO, E.C.; FERNANDES, J.V.V.; “A study on the holding capacity safety factors for torpedo anchors”, Journal of Applied Mathematics, v. 2012, p. 1-18, 2012.

[23] SOH, E.P.; PAO, W.; AL-KAYIEM, H.H.; “Numerical analyses for improved hydrodynamics of deep water torpedo anchor”, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 100 p., 2015.

[24] FONSECA, M.M.; “Arte Naval/ Maurílio Magalhães Fonseca”, Serviço de Documentação da Marinha, 6.ed. Rio de Janeiro, RJ, 2002.

[25] BUBERL, A.R.; HANUS, R.; “Cast steel in the competition of materials”, Voest-Alpine Stahl Linz GmbH Steel Foundry, Linz, Austria.

[26] HEALY, J.; CHUBB, J.P.; BILLINGHAM, J.; “Further assessment of cast steel for use in offshore structures”, International Journal of Fatigue, v. 12, n. 3, p. 191-197, 1990.

[27] ZHOU, Y.; JIA, T.; ZHANGA, X.; LIU, Z.; MISRA, R.D.K.; “Microstructure and toughness of the CGHAZ of an offshore platform steel”, Journal of Materials Processing Technology, v. 219, p. 314-320, 2015.

[28] ZHAO, J.; LEE, J.H.; KIM, Y.W.; JIANG, Z.; LEE, C.S.; “Enhancing mechanical properties of a low-carbon microalloyed cast steel by controlled heat treatment”, Material Science & Engineering A 559, p. 427-435, 2013.

[29] JANA, B.D.; CHAKRABARTI, A.K.; RAY, K.K.; “Study of cast microalloyed steels”, Material Science Technologies, v. 19, p. 80-86, 2013.

[30] VOIGT, R.C.; RASSIZADEHGHANI, J.; “Development of HSLA cast steels, microalloyed with vanadium and niobium”, Transactions of the American Foundrymen's Society, v. 103, p. 791-802, 1995.

[31] ASTM A27/A27M-05. Standard specification for steel castings, carbon, for general application, American Society for Testing Materials, USA.

[32] BILLINGHAM, J.; “Review of the performance of high strength steels used offshore strength steels used offshore”, Health & Safety Executive, Research Report 105, 2003.

[33] UDO, B., GEORG, F.; OLIVER, G.; “Development and characterization of high strength impact resistant Fe-Mn-(Al-Si)”, Materials Technology Steel Research, p. 294-298, 2002.

[34] GAO, Y.; “Development of 30Cr06A, a high strength cast steel and its welding ability”, Journal of China University of Mining &Technology, v. 18, n. 2, p. 0296-0299, 2008.

[35] ANDRADE, T.C.; “Desenvolvimento e análise de técnicas de soldagem de reparos com deposição em dupla camada de aços inoxidáveis AWS ER309L e AWS ER347 aplicados sobre aços estruturais 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V”, Dissertação MSc., UFC, Fortaleza, CE, 2016.

[36] MODENESI, P.J.; “Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas”, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Belo Horizonte, MG, 2011.

[37] AMERICAN BUREAU OF SHIPPING “Rules for Materials and Welding”, Part. 2, USA, 2014.

[38] KURJI, R.; CONIGLIO, N.; “Towards the establishment of weldability test standards for hydrogen-assisted cold cracking”, The International Journal of Advanced Manufacturing and Technology, v. 77, p. 1581-1597, 2015.

[39] KANG, S.S.; BOLOURI, A.; KANG, C.G.; “The effect of heat treatment on the mechanical properties of a low carbon steel (0.1%) for offshore structural application, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers - Part. L”, Journal of Materials Design and Applications, v. 226, p. 242-251, 2012.

[40] CHURCHILL, R.K.; “High Yield Strength Cast Steel with Improved Weldability”, Panel of The Ship Production Committee of The National Shipbuilding Research Program, Depart. of Materials Science and Engineering Oregon Graduate Center, Oregon, USA, 1991.

[41] CANTARIN, T.N.; “Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW”, Dissertação de M.Sc., IPEN, USP, 92 p. São Paulo, SP, 2011.

[42] ZHAO, M.S.; CHIEW, S.P.; LEE, C.K.; “Post weld heat treatment for high strength steel welded connections”, Journal of Constructional Steel Research, v. 122, p. 167-177, 2016.

[43] BRZIAK, P.; LOMOZIK, M.; MIZUNO, R; MATSUDA, F.; “Repair welding of SQV 2A steel, pressure vessel steel by temper bead techniques without post welding heat treatment”, Archives of Metallurgy and Materials, v. 56, n. 2, 2011.

[44] RABIEI, A.; DERAKHSHANDEH-HAGHIGHI, R. “Studying the effect of PWHT on microstructural evolution and mechanical properties of welded A517 Quenched and Tempered Steel”, Journal of Materials Engineering and Performance, v. 26, n. 9, p. 4567–4577, 2017.

[45] MOEINIFAR, S.; KOKABI, A.H.; MADAAH HOSSEINI, H.R.; “Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones”, Material & Design, v. 31, p. 2948–2955, 2010.

[46] MOHSENI, P.; SOLBERG, J.K.; KARLSEN, M.; AKSELSEN, O.M.; ØSTBY, E.; “Cleavage fracture initiation at M-A constituents in intercritically coarse-grained heat-affected zone of a HSLA steel”, Materials Transactions A 45, p. 384–394, 2014.

[47] ALORAIER, A.S.; JOSHI, S.; PRICE, J.W.H.; ALAWADHI, K.; “Hardness, microstructure, and residual stresses in low carbon steel welding with post-weld heat treatment and Temper Bead Welding”, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2014.

[48] IACS W8. Hull and machinery steel castings, International Association of Classification Societies, Rev. 2, 6 p. May 2004.

[49] ALVAREZ, L. M. C.; “Previsão do Efeito de Revido da Zona Termicamente Afetada em Soldagem Multipasse”, Dissertação MSc., UFSC, Florianópolis, SC, 1999.

[50] GAO, W.; WANG, D.; CHENG, F.; DI, X.; DENG, C.; XU, W.; “Microstructural and mechanical performance of underwater wet welded S355 steel”, Journal of Materials Processing Technology, v. 238, p. 333–340, 2016.

[51] ASME Section IX – Welding, Brazing, and Fusing Qualifications “Qualification standard for welding, brazing, and fusing procedures; welders; brazers; and welding, brazing, anf fusing operatiors”, American Society of Mechanical Engineers, New York, USA, 2013.

[52] GRONG, O.; “Metallurgical Modelling of Welding”, The Institute of Materials, London, Great Britain, 1994.

[53] AWS A5.5/A5.5 “Specification for Low – Alloy Steel electrodes for Shielded Arc Welding”, American Welding Society, USA, 2014.

[54] ASTM A370/A370M “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products”, American Society for Testing Materials, USA, 2017.

[55] WANG, Y.; KANNAN, R.; ZHANG, L.; Li, L.; “Microstructural analysis of the as welded heat affected zone of a grade 91 steel heavy section weldment”, Welding Journal, v. 96, n. 3, p. 203s-219s, 2017.

[56] CHEN, J.; Li, C.; JIN, X.; Chen, L.; Fang, L.; “Effect of quenching process on microstructures and mechanical properties of Fe-0.9Mn-0.5Cr-2.4Ni-0.5Mo-C steel”, Journal of Materials Engineering and Performance, v. 27, p. 1505-1513, 2018.

[57] SPACHINGER, S.J.; ERNST, W.; ENZINGER, N.; “Influence of Ti on the toughness of the FGHAZ and the CGHAZ of high-strength microalloyed S700MC steels”, Welding in the World, v. 61, p. 1117–1131, 2017.

[58] ZHOU, Y.; JIA, T.; ZHANG, X.; LIU, Z.; MISRA, R.D.K.; “Microstructure and toughness of the CGHAZ of an offshore platform steel”, Journal of Materials Processing Technology, v. 219, p. 314–320, 2015.

[59] LAN, L.; QIU, C.; ZHAO, D.; “EBSD Analysis of HAZ microstructure characteristics of a high strength low welding crack susceptibility steel”, Advanced Materials Research, v.152-153, p. 852-855, 2011.

[60] PARK, D.Y.; AMIRKHIZ, B.S.; GRAVEL, J.P.; WANG, Y.; LI, L.; ZAVADIL, R.; LIANG, J.; LIU, P.; HE, A.; ARAFIM, M.; “Effects of heat-affected zone microstructure on fracture toughness of two X70 pipe girth welds”, Journal Metallurgical and Materials Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science, v. 48, n. 7, p. 3248-3260, 2017.

[61] CHENG, X.; ZHANG, H.; LIU, W.; ZHANG, Z.; “Influence of mooring chain steel strength on stress corrosion cracking”, Applied Mechanics and Materials, v. 404, p. 32-39, 2013.

[62] CHENG, X.Y.; ZHANG, H.X.; LI, H.; SHEN, H.P.; “Effect of tempering temperature on the microstructure and mechanical properties in mooring chain steel”, Materials Science & Engineering A, v. 636, p. 164-171, 2015.

[63] JORGE, J.C.F.; SANTOS FILHO, A.M.F.; BOTT, I.S.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; VIEIRA, R.D.; PACHECO, P.M.C.L.; KENEDI, P.P.; PAULO, L.A.B.; COSTA, L.C.S.; “Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem de amarras de aço para ancoragem de plataformas de petróleo”, XXVII Congresso Nacional de Soldagem da Associação Brasileira de Soldagem, São Paulo, SP, 2001.

[64] CARNEIRO, M.A.; PEREIRA, M.V.S.; DARWISH, F.A.; MOTTA, S.H.; “Propagação de trincas de fadiga em aço estrutural após soldagem por centelhamento”, Soldagem & Inspeção, v. 13, n. 1, p. 2-10, 2008.

[65] LEE, K.H.; JHUNG, M.J.; KIM, M.C.; LEE, B.S.; “Effects of tempering and PWHT on microstructures and mechanical properties of SA508 Gr.4N steel”, Nuclear Engineering and Technology, v. 46, n. 3, p. 413-422, 2014.

[66] DUNNE, D.P.; PANG, W.; “Displaced hardness peak phenomenon in heat-affected zone of welded quenched and tempered EM812 steel”, Weld World, v. 61, p. 57–67, 2017.

[67] POORHAYDARI, K.; IVEY, D.G.; “Heat-affected zone property diagrams for a grade 100 microalloyed steel”, Welding in the World, v. 62, p. 1-14, 2018.

[68] LI, X.D.; MA, X.P.; SUBRAMANIAN, S.V.; SHANG, C.J.; MISRA, R.D.K.; “Influence of prior austenite grain size on martensite-austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa high strength linepipe steel”, Materials Science and Engineering A, v.616, p. 141-147, 2014.

[69] WANG, X.L.; WANG, Z.Q.; MA, X.P.; SUBRAMANIAN, S.V.; XIE, Z.J.; SHANG, C.J.; LI, X.C; “Analysis of impact toughness scatter in simulated coarse-grained HAZ of E550 grade offshore engineering steel from the aspect of crystallographic structure” Materials Characterization, v. 140, p. 312-319, 2018.

[70] GOMES, A.J.M.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; “Influence of chemical composition and post welding heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high strength steel weld metals”, Materials Science Forum, v. 758, p. 21-32, 2013.

[71] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; COUTO, J.L.C.; BOTT, I.S.; “Influence of chemical composition on the mechanical properties of high strength steel weld metals for

application in mooring components", International Journal of Engineering and Technical Research, v. 4, n. 2, p. 71-76, 2016.

[72] QUEIROZ, S.S.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S; "Efeito das condições de soldagem nas propriedades mecânicas de metais de solda de aços de alta resistência obtidos pelo processo GMAW", Anais do 71º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, RJ, p. 679-686, 2016.

[73] LEE, K.; CHIEN, Y.C.; "A study of microstructure and mechanical properties of thick welded joints of a Cr-Mo steel", Metal Science and Heat Treatment, v. 57, n. 3-4, p. 175-180, 2015.

[74] LING, K.H.; FUH, Y.; KUO, T.; TU, S.; "Effect of welding sequence of a multi-pass temper bead in gas-shielded flux-cored arc welding process: hardness, microstructure, and impact toughness analysis", International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 81, p. 1033-1046, 2015.

[75] ALORAIER, A.S.; AL-MAZROUEE, A.; PRICE, J.W.H.; SHEHATA, T.; "Weld repair practices without post weld heat treatment for ferritic alloys and their consequences on residual stresses: A review", International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 87, p. 127-133, 2010.

[76] SONG, S.; DONG, P.; "Residual stresses at weld repairs and effects of repair geometry", Science and Technology of Welding and Joining, v. 22, n. 4, p. 265-277, 2017.

[77] VIEIRA, R.D.; JORGE, J.C.F.; FREIRE, J.L.F.; CASTRO, J.T.P.; "Medição de tensões residuais em peças fundidas com reparo soldado", Anais do Seminário Latino-americano de Inspeção de Equipamentos IBP, v.30, p.39-46, Foz do Iguaçu, PR, 1995.

[78] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; KENEDI, P.P.; PACHECO, P.M.C.L.; DINIZ, J.L.C.; SANTOS FILHO, O.R.; "Performance evaluation of high strength steel chain links welded by SMAW process submitted to fatigue testing", Anais do 7° Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, ABCM, São Luiz, MA, p. 1-9, 2012.

[79] JORGE, J.C.F.; FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; "Effect of post welding heat treatment on the mechanical and microstructural properties of extra high-strength steel weld metals for application on mooring equipment", Welding International, v. 29, p. 521–529, 2015.